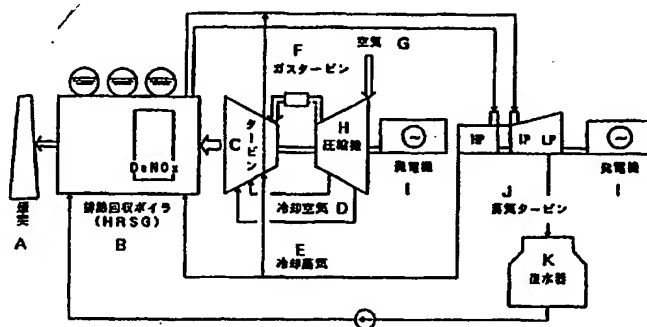




<p>(51) 国際特許分類6 F02C 7/18, F01K 23/10, C22C 38/00</p>	<p>A1</p>	<p>(11) 国際公開番号 WO99/31365</p> <p>(43) 国際公開日 1999年6月24日(24.06.99)</p>
<p>(21) 国際出願番号 PCT/JP97/04609</p> <p>(22) 国際出願日 1997年12月15日(15.12.97)</p> <p>(71) 出願人 (米国を除くすべての指定国について) 株式会社 日立製作所(HITACHI, LTD.)(JP/JP) 〒101 東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地 Tokyo, (JP)</p> <p>(72) 発明者 ; および</p> <p>(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ)</p> <p>日高貴志夫(HIDAKA, Kishio)(JP/JP) 〒313 茨城県常陸太田市幡町1958-9 Ibaraki, (JP)</p> <p>中村重義(NAKAMURA, Shigeyoshi)(JP/JP) 〒312 茨城県ひたちなか市東石川3647 Ibaraki, (JP)</p> <p>福井 寛(FUKUI, Yutaka)(JP/JP) 〒316 茨城県日立市森山町四丁目13番27号 Ibaraki, (JP)</p> <p>志賀正男(SHIGA, Masao)(JP/JP) 〒313 茨城県常陸太田市幡町1967-1 Ibaraki, (JP)</p> <p>平賀 良(HIRAGA, Ryo)(JP/JP) 〒313 茨城県常陸太田市金井町3596 Ibaraki, (JP)</p> <p>鳥谷 初(TORIYA, Hajime)(JP/JP) 〒316 茨城県日立市西成沢町一丁目34番8号 Ibaraki, (JP)</p> <p>藤田利夫(FUJITA, Toshio)(JP/JP) 〒113 東京都文京区向丘一丁目14番4号 Tokyo, (JP)</p>		<p>(74) 代理人 弁理士 小川勝男(OGAWA, Katsuo) 〒100 東京都千代田区丸の内一丁目5番1号 株式会社 日立製作所内 Tokyo, (JP)</p> <p>(81) 指定国 CN, JP, KR, US, 欧州特許 (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).</p> <p>添付公開書類 国際調査報告書</p>

(54)Title: GAS TURBINE FOR POWER GENERATION, AND COMBINED POWER GENERATION SYSTEM

(54)発明の名称 発電用ガスタービン及びコンバインド発電システム



- A ... chimney
- B ... exhaust heat recovery boiler
- C ... turbine
- D ... cooling air
- E ... cooled steam
- F ... gas turbine
- G ... air
- H ... compressor
- I ... generator
- J ... steam turbine
- K ... condenser

(57) Abstract

A high-thermal-efficiency gas turbine and a combined power generation system where optimum materials are used for disc blades and nozzles from the first stage to the final stage which are especially important as a gas turbine for power generation where the temperature of the inlet of a turbine nozzle is 1200-1650 °C and also these materials are cooled optimally. The combined power generation system consists of a combination of: a high-efficiency gas turbine where the turbine blades, the nozzles, and the discs are cooled individually, as against the combustion gas temperature at the inlet of the turbine nozzle of 1200-1650 °C, and the blades and the nozzles are constituted of single crystal or columnar crystal NI group alloy and the discs are constituted of martensite steel; and a high-, medium-, and low- pressure integrated type steam turbine where the steam inlet temperature is 530 °C or over.

(57)要約

本発明の目的は、タービンノズル入り口温度が1200～1650℃の発電用ガスタービンとして特に重要な初段から最終段までのディスクブレード及びノズルに最適な材料を用いるとともにこれらを最適な冷却を施すことによって高い熱効率のガスタービン及びコンバインド発電システムを提供することにある。

本発明は、タービンノズル入口燃焼ガス温度が1200～1650℃に対し、タービンプレード、ノズル及びディスクを各々冷却し、ブレード及びノズルを単結晶又は柱状晶Ni基合金及びディスクをマルテンサイト鋼により構成した高効率ガスタービン及び蒸気入口温度が530℃以上である高中低圧一体型蒸気タービンとの組合せからなるコンバインド発電システムにある。

PCTに基づいて公開される国際出願のパンフレット第一頁に掲載されたPCT加盟国を同定するために使用されるコード(参考情報)

AE アラブ首長国連邦	ES スペイン	LI リヒテンシュタイン	SG シンガポール
AL アルバニア	FI フィンランド	LK スリ・ランカ	SI スロヴェニア
AM アルメニア	FR フランス	LR リベリア	SK スロヴァキア
AT オーストリア	GA ガボン	LS レソト	SL シェラ・レオネ
AU オーストラリア	GB 英国	LT リトアニア	SN セネガル
AZ アゼルバイジャン	GD グレナダ	LU ルクセンブルグ	SZ セウジランド
BA ボスニア・ヘルツェゴビナ	GE グルジア	LV ラトヴィア	TD チャード
BB バルバドス	GH ガーナ	MC モナコ	TG トーゴ
BE ベルギー	GM ガンビア	MD モルドヴァ	TJ タジキスタン
BF ブルキナ・ファソ	GN ギニア	MG マダガスカル	TM トルクメニスタン
BG ブルガリア	GW ギニア・ビサウ	MK マケドニア	TR トルコ
BJ ベナン	GR ギリシャ	ML マリ	TT トリニダード・トバゴ
BR ブラジル	HR クロアチア	MR モリタニア	UA ウクライナ
BY ベラルーシ	HU ハンガリー	MN モンゴル	UG ウガンダ
CA カナダ	ID インドネシア	MR モーリタニア	US 米国
CF 中央アフリカ	IE アイルランド	MW マラウイ	UZ ウズベキスタン
CG コンゴ	IL イスラエル	MX メキシコ	VN ヴェトナム
CH スイス	IN インド	NE ニジェール	YU ユーゴスラビア
CI コートジボアール	IS アイスランド	NL オランダ	ZA 南アフリカ共和国
CM カメルーン	IT イタリア	NO ノールウェー	ZW ジンバブエ
CN 中国	JP 日本	NZ ニュー・ジーランド	
CU キューバ	KE ケニア	PL ポーランド	
CY キプロス	KG キルギスタン	PT ポルトガル	
CZ チェッコ	KP 北朝鮮	RO ルーマニア	
DE ドイツ	KR 韓国	RU ロシア	
DK デンマーク	KZ カザフスタン	SD スーダン	
EE エストニア	LC セントルシア	SE スウェーデン	

明 細 書

発電用ガスタービン及びコンバインド発電システム

技術分野

本発明は、タービン入り口温度が 1200°C 以上である新規な高効率発電用ガスタービン及びコンバインド発電システムに関する。

背景技術

近年、省エネルギーの観点からガスタービンの熱効率の向上が望まれている。熱効率を向上させるにはガス温度及び圧力を上げるのが最も有効な手段であるが、ガス温度を 1200°C から 1650°C に高め、圧縮比を1.5付近まで高めることにより従来の 1200°C 以下のガスタービンに比較し約3%以上の効率向上が期待できる。

しかし、これらの高温・高圧比に伴い、より強度の高い材料が必要である。そして高温特性を最も大きく左右するクリープ破断強度が要求される。クリープ破断強度が高い構造材料としてオーステナイト鋼、Ni基合金、Co基合金、マルテンサイト鋼等が一般に知られているが、熱間加工性、切削性及び振動減衰特性等の点でNi基合金及びCo基合金は望ましくない。また、オーステナイト鋼は $400\sim 450^{\circ}\text{C}$ 付近の高温強度がそれ程高くないこと更にガスタービン全体システムから望ましくない。一方、マルテンサイト鋼は他の構成部品とのマッチングが良く、高温強度も十分である。マルテンサイト鋼として特開昭63-60262号公報、特開平5-263657号公報等が知られている。しかし、これらの材料は $400\sim 500^{\circ}\text{C}$ で必ずしも高いクリープ破断強度は得られず、タービンディスク等としてより高温化に対するガスタービンにそのまま使用

することはできない。

ガスタービンの高温・高圧比に対して単に強度の高い材料を用いるだけではガス温度の上昇はできない。ガスタービンの高温化には高温強度が高いことと高い靱性とを兼ね備えた耐熱鋼を用いなければならない。しかし、一般に、強度を向上させると靱性が低下する。

従って、マルテンサイト鋼においても両者の特性を十分に満足させることは困難である。

本発明の目的は、高温強度と靱性とを兼ね備えた材料をガスタービンの冷却技術との組合せによってより高い熱効率の向上とより高温化に対応できる発電用ガスタービン及びそれと蒸気タービンとの組合せのコンバインド発電システムを提供するにある。

発明の開示

本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された３段以上のタービンブレードと、前記タービンブレードに対応して設けられた３段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

前記タービンディスクを前記圧縮機によって圧縮された空気によって前記タービンディスクの胴部から前記タービンブレードに渡って冷却する空気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする。

本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された３段以上のタービンブレードと、前記タービンブレードに対応して設けられた３段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、前記タービンディスクをその胴部から前記タービンブレードに渡り水蒸気によって冷却する水蒸気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマ

ルテンサイト鋼よりなることを特徴とする。

本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された３段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた３段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

初段タービンノズルへのガス入口温度が $1200\sim1650^{\circ}\text{C}$ であり、初段タービンノズル及び前記タービンディスクをその胴部から初段と第２段のタービンプレードに渡って前記圧縮機によって圧縮された空気を冷却器により冷却した空気によって冷却する空気冷却系統を有し、第２段及び第３段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする。

本発明は、圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された３段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた３段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

初段タービンノズルへのガス入口温度が $1200\sim1650^{\circ}\text{C}$ であり、初段タービンノズル及び前記タービンディスクをその胴部から初段と第２段のタービンプレードに渡って水蒸気によって冷却する蒸気冷却系統を有し、第２段及び第３段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする。

前述の発電用ガスタービンは、燃焼ガスのタービンノズルのガス入口温度が $1200^{\circ}\text{C}\sim1295^{\circ}\text{C}$ に対し、前述のタービンディスク用マルテンサイト鋼は、重量で、 $\text{C } 0.05\sim0.20\%$ 、 $\text{Si } 0.15\%$ 以下、 $\text{Mn } 1.0\%$ 以下、 $\text{Ni } 0.50\sim3.0\%$ 、 $\text{Cr } 8.0\sim13.0\%$ 、 $\text{Mo } 1.0\sim4.0\%$ 、 $\text{V } 0.10\sim0.40\%$ 及び $\text{N } 0.025\sim0.125\%$

を有することが好ましい。

前述のガス入口温度が、 $1300^{\circ}\text{C}\sim 1395^{\circ}\text{C}$ に対し、前述のタービンディスク用マルテンサイト鋼は、重量で、C $0.05\sim 0.20\%$ 、Si 0.15% 以下、Mn 1.0% 以下、Ni $0.50\sim 3.0\%$ 、Cr $8.0\sim 13.0\%$ 、Mo $1.0\sim 4.0\%$ 、V $0.10\sim 0.40\%$ 、Nb $0.01\sim 0.20\%$ 及びN $0.025\sim 0.125\%$ を有することが好ましい。

前述のガス入口温度が、 $1400^{\circ}\text{C}\sim 1650^{\circ}\text{C}$ に対し、前述のタービンディスク用マルテンサイト鋼は、重量で、C $0.05\sim 0.20\%$ 、Si 0.15% 以下、Mn 0.20% 以下、Ni $0.5\sim 3.0\%$ 、好ましくは $0.50\sim 2.50\%$ 、Cr $8.0\sim 13.0\%$ 、好ましくは $10.5\sim 12.5\%$ 、Mo $1.0\sim 4.0\%$ 、好ましくは $1.7\sim 2.1\%$ 、V $0.10\sim 0.40\%$ 、好ましくは $0.15\sim 0.25\%$ 、Nb $0.01\sim 0.20\%$ 、好ましくは $0.06\sim 0.12\%$ 、N $0.025\sim 0.125\%$ 、好ましくは $0.025\sim 0.070\%$ 及びCo $1.0\sim 5.0\%$ を有することが好ましい。このガス温度に対するタービンディスク温度は初段で約 500°C まで上昇し、それに十分耐えるものである。2段及び3段では若干温度が下がるが、 450°C 以上である。

前記マルテンサイト鋼はいずれの温度のものに対してもW $0.2\sim 2.0\%$ 及びB $0.0005\sim 0.010\%$ の1種以上を含むことが好ましい。これらのマルテンサイト鋼は各対応の温度に対してディスタントピース、タービンスペーサ、コンプレッサディスクの最終段及びタービンスタッキングボルト、コンプレッサスタッキングボルトの少なくとも1つに用いることができる。

また、前述のマルテンサイト鋼はいずれのものも(Mn/Ni)比を

0.11 以下にすることが好ましい。前述の $Mn + Ni + Co$ 量を 2.0 ~ 7.0 % が好ましく、 $Mo + 0.5W$ は 1.0 ~ 2.0 % が好ましい。
 $Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 5Nb - 40C - 30N - 2Mn - 4Ni - 2Co$ で求められる Cr 当量は 8 以下が好ましい。不純物として、 P 0.030 % 以下， S 0.010 % 以下， H 0.0030 % 以下， O 0.020 % 以下とすることが好ましい。

本発明は、高速で流れる燃焼ガスによって駆動されるガスタービンと、該ガスタービンの排ガスのエネルギーによって水蒸気を得る排熱回収ボイラと、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記ガスタービンは前述の発電用ガスタービンによって構成されることを特徴とする。

本発明は、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記蒸気タービンの初段ノズル入口での蒸気温度及び前記ガスタービンの初段ノズル入口でのガス温度が、A点 (515℃, 1200℃)，B点 (538℃, 1200℃)，C点 (593℃, 1650℃) 及びD点 (557℃, 1650℃) の各点を結ぶ範囲内であり、前記ガスタービンは圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズル初段タービンノズル及び初段と第2段タービンプレードを前記圧縮機によって圧縮された空気を冷却器により冷却した空気によって冷却する空気冷却系統又は蒸気によって冷却する蒸気冷却系統を有し、第2段及び第3段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却系統を有することを特徴とする。

本発明は高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機

を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記蒸気タービンの初段ノズル入口での蒸気温度が 500°C 以上、前記ガスタービンの初段ノズル入口でのガス温度が 1100°C 以上であり、前記ガスタービンは圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンブレードと、前記タービンブレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備え、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする。

前述の高低圧一体型蒸気タービンの最終段ブレードはその翼部長さ（インチ） \times 回転数（rpm）が120000以上及びマルテンサイト鋼よりなることが好ましい。

本発明における前記ガスタービンの初段ブレード及び初段ノズルの少なくとも一方は、前述のガス入口温度が $1400\sim 1650^{\circ}\text{C}$ に対し、単結晶又は前述の温度が $1300\sim 1395^{\circ}\text{C}$ に対し柱状晶Ni基合金よりなることが好ましい。

前記ガスタービンは、前述の温度 $1400\sim 1650^{\circ}\text{C}$ に対し、第2段及び第3段タービンブレードが一方向凝固柱状晶Ni基合金よりなることが好ましい。

前記ガスタービンは、前述の温度 $1400\sim 1650^{\circ}\text{C}$ に対し、初段タービンブレード及び初段タービンノズルが単結晶Ni基合金よりなり、第2段及び第3段タービンブレードの少なくとも一方は一方向凝固柱状晶Ni基合金よりなり、第2段及び第3段タービンノズルは等軸晶Ni基合金よりなることが好ましい。

（A）ガスタービン

本発明においては、少なくともタービンディスクにマルテンサイト鋼が用いられ、他ディスタントピース、タービンスペーサ、最終段コンプ

レッサディスク及びタービンスタッキングの少なくとも1つにも同様に用いることができる。そのマルテンサイト系鋼の成分範囲限定理由について説明する。Cは高い引張強さと耐力を得るために0.05%以上が好ましい。しかし、あまりCを多くすると、高温に長時間さらされた場合に金属組織が不安定になり、10⁵h クリープ破断強度を低下させるので、0.20%以下が好ましい。最も0.07~0.15%が好ましい。より、0.10~0.14%が好ましい。

Siは脱酸剤、Mnは脱酸・脱硫剤として鋼の溶解の際に添加するものであり、少量でも効果がある。Siはδフェライト生成元素であり、多量の添加は疲労及び靱性を低下させるδフェライト生成の原因になるので0.5%以下が好ましい。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロslag溶解法などによればSi添加の必要がなく、Si無添加がよい。特に、脆化の点から0.2%以下が好ましく、Si無添加では0.05%以下が好ましい。

Mnは加熱による脆化を促進させるので、0.6%以下が好ましい。特に、Mnは脱硫剤として有効なので、加熱脆化を生じないように0.05~0.4%が好ましい。更に0.05~0.25%が最も好ましい。また脆化防止の点からSi+Mn量を0.3%以下にするのが好ましい。

Crは耐食性と高温強度を高めるが、13%以上添加するとδフェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性及び高温強度が不十分なので、Crは8~13%が好ましい。特に強度の点から10.5~12.5%が好ましい。

Moは固溶強化及び析出強化作用によってクリープ破断強度を高めると同時に脆化防止効果がある。高いクリープ破断強度を得るには1.0%以上が好ましいが、4.0%以上になるとδフェライト生成原因にな

るので1.0～4.0%が好ましい。特に1.8～2.5%が好ましい。更に、MoはNi量が2.1%を超える含有量のときMo量が多いほどクリープ破断強度を高める効果があり、特にMo 2.0%以上での効果が大きい。

V及びNbは炭化物を析出し高温強度を高めると同時に韌性向上効果があるので、V 0.1%以上、Nb 0.01%以上が好ましく、V 0.4%、Nb 0.2%以上では δ フェライト生成の原因となると共にクリープ破断強度が低下する傾向を示し、好ましくない。特にV 0.15～0.25%、Nb 0.04～0.10%が好ましい。Nbの代わりにTaを全く同様に添加でき、複合添加することができる。

Niは高温長時間加熱後の韌性を高め、かつ δ フェライト生成の防止効果があるので、0.5%以上が好ましく、3%以上では長時間クリープ破断強度を低下させるので好ましくない。特に2.0～3.0%が好ましい。より好ましくは2.5%を超える量である。

Niは加熱脆化防止に効果があるが、Mnは逆に害を与える。従ってこれらの元素の間には密接に相関関係があり、 Mn/Ni の比が0.11以下にすることによりきわめて顕著に加熱脆化が防止され、特に、0.10以下が好ましく、0.04～0.10が好ましい。

Nはクリープ破断強度の改善及び δ フェライトの生成防止に効果があるので、0.025%以上が好ましく、0.125%を越えると韌性を低下させる。特に0.03～0.08%の範囲で優れた特性が得られる。

Coはより高温での強度を高めるので、高温化に対応させて含有量を高めるのが好ましく、1.0～5.0%含有させるのが好ましい。

WはMoと同様に強化に寄与するので、0.2～2.0%含有することができる。Bは強化に顕著な効果を有し、0.0005～0.01%が好

ましい。A 1 0.3 %以下, T i 0.5 %以下, Z r 0.1 % 以下, H f 0.1 %以下, C a 0.01 %以下, M g 0.01 %以下, Y 0.01 %以下, 希土類 0.01 %以下, C u 0.5 %以下含有させることにより高温強度を向上させることができる。

本発明に係る鋼の熱処理はまず完全なオーステナイトに変態するに十分に温度、最低 9 0 0 °C, 最高 1 1 5 0 °C に均一加熱し、マルテンサイト組織が得られる。1 0 0 °C/h 以上の速度で急冷し、次いで 4 5 0 ~ 6 0 0 °C の温度に加熱保持し（第 1 次焼戻し）、次いで 5 5 0 ~ 6 5 0 °C の温度に加熱保持し第 2 次焼戻しを行うのが好ましい。焼入れに当っては M s 点直上の温度に止めることが焼割れを防止する上で好ましい。具体的温度は 1 5 0 °C 以上に止めるのが良い。焼入れは油中焼入れ又は水噴霧焼入れによって行うのが好ましい。第 1 次焼戻しはその温度より加熱する。

コンプレッサディスクの少なくとも最終段又はその全部を前述の耐熱鋼によって構成することができるが、初段から中心部まではガス温度が低いので、他の低合金鋼を用いることができ、中心部から最終段までを前述の耐熱鋼を用いることができる。ガス上流側の初段から中心部までの上流側を重量で、C 0.15 ~ 0.30 %, S i 0.5 %以下, M n 0.6 %以下, C r 1 ~ 2 %, N i 2.0 ~ 4.0 %, M o 0.5 ~ 1 %, V 0.05 ~ 0.2 % 及び残部が実質的に F e からなり、室温の引張強さ 8 0 kg/mm² 以上、室温の V ノッチシャルピー衝撃値が 2 0 kg-m/cm² 以上の N i - C r - M o - V 鋼が用いられ、中心部から少なくとも最終段を除き重量で、C 0.2 ~ 0.4 %, S i 0.1 ~ 0.5 %, M n 0.5 ~ 1.5 %, C r 0.5 ~ 1.5 %, N i 0.5 %以下, M o 1.0 ~ 2.0 %, V 0.1 ~ 0.3 % 及び残部が実質的に F e からなり、室温の引張強

さが 80 kg/mm^2 以上、伸び率 18% 以上、絞り率 50% 以上を有する Cr-Mo-V 鋼を用いることができる。

コンプレッサスタブシャフトは重量で C $0.15 \sim 0.3\%$, Si 0.5% 以下, Mn 0.6% 以下, Ni $2 \sim 4\%$, Cr $1 \sim 2\%$, Mo $0.5 \sim 1\%$, V $0.05 \sim 0.2\%$ を含む Ni-Cr-Mo-V 鋼及びタービンスタブシャフトは重量で C $0.2 \sim 0.4\%$, Si $0.1 \sim 0.5\%$, Mn $0.5 \sim 1.5\%$, Cr $0.5 \sim 1.5\%$, Ni 0.5% 以下, Mo $1 \sim 2\%$, V $0.1 \sim 0.3\%$ を含む Cr-Mo-V 鋼を用いることができる。

コンプレッサディスクの一例として、 17 段からなる場合には初段から 12 段目までを前述の Ni-Cr-Mo-V 鋼、 13 段目から 16 段目を Cr-Mo-V 鋼及び 17 段目を前述のマルテンサイト鋼によって構成することができる。

初段及び最終段のコンプレッサディスクは初段のときは初段の次のもの又は最終段の場合はその前のものもいずれも剛性を有する構造を有している。また、このディスクは初段より徐々に厚さを小さくして高速回転による応力を軽減する構造になっている。

コンプレッサのブレード及びノズルは C $0.05 \sim 0.2\%$, Si 0.5% 以下, Mn 1% 以下, Cr $10 \sim 13\%$ 又はこれに Mo 0.5% 以下及び、Ni 0.5% 以下を含み、残部が Fe からなるマルテンサイト鋼によって構成されるのが好ましい。

タービンブレードの先端部分と摺動接触しリング状に形成されるシュラウドの初段部分には重量で、C $0.05 \sim 0.2\%$, Si 2% 以下, Mn 2% 以下, Cr $17 \sim 27\%$, Co 5% 以下, Mo $5 \sim 15\%$, Fe $10 \sim 30\%$, W 5% 以下, B 0.02% 以下及び残部が実質的に Ni からなる鑄造合金が用いられ、他の部分には重量で、C $0.3 \sim$

0.6%, Si 2%以下, Mn 2%以下, Cr 20~27%, Ni 20~30%以下, Nb 0.1~0.5%, Ti 0.1~0.5%及び残部が実質的にFeからなる鑄造合金が用いられる。これらの合金は複数個のブロックによってリング状に構成されるものである。

タービンノズルを固定するダイヤフラムには初段タービン部分が重量で、C 0.05%以下, Si 1%以下, Mn 2%以下, Cr 16~22%, Ni 8~15%及び残部が実質的にFeからなり、他のタービンノズル部分には高C-高Ni系鋼鑄物によって構成される。

燃焼器はタービンの周囲に複数個設けられるとともに、外筒と内筒との2重構造からなり、内筒は重量でC 0.05~0.2%, Si 2%以下, Mn 2%以下, Cr 20~25%, Co 0.5~5%, Mo 5~15%, Fe 10~30%, W 5%以下, B 0.02%以下及び残部が実質的にNiからなり、板厚2~5mmの塑性加工材を溶接によって構成され、円筒体全周にわたって空気を供給する三ヶ月形のルーバ孔が設けられ、全オーステナイト組織を有する溶体化処理材が用いられる。

タービンブレードは燃焼ガスタービンノズル入口温度で、1200~1295℃に対しては、重量で、C 0.07~0.25%, Si 1%以下, Mn 1%以下, Cr 12~20%, Co 5~15%, Mo 1.0~5.0%, W 1.0~5.0%, B 0.005~0.03%, Ti 2.0~7.0%, Al 3.0~7.0%と、Nb 1.5%以下, Zr 0.01~0.5%, Hf 0.01~0.5%, V 0.01~0.5%の1種以上と、残部が実質的にNiからなり、オーステナイト相基地に γ' 相及び γ'' 相が析出した普通鑄造合金が用いられ、タービンノズルには重量で、C 0.20~0.60%, Si 2%以下, Mn 2%以下, Cr 25~35%, Ni 5~15%, W 3~10%, B 0.003~0.03%及び残部が実質的に

Co かなり、又は更に Ti 0.1~0.3%, Nb 0.1~0.5% 及び Zr 0.1~0.3% の少なくとも1種を含み、オーステナイト相基地に共晶炭化物及び2次炭化物を含む鑄造合金によって構成される。これらの合金はいずれも溶体処理された後時効処理が施され、前述の析出物を形成させ、強化される。

また、タービンブレードは高温の燃焼ガスによる腐食を防止するために Al, Cr 又は Al + Cr 拡散コーティングを施すことができる。コーティング層の厚さは 30~150 μm で、ガスに接する翼部に設けるのが好ましい。

発電用ガスタービンでは 1300℃ 級から次世代の 1500℃ 級ガスタービンでは冷却技術を考慮しても初段タービンブレードのメタル温度が 700℃ 以上から更に 900℃ 以上になるため、材料そのものの耐用温度は 10° 時間 14 kgf/mm² でそのメタル温度より 20℃ 以上高いものが必要である。第2段以降のブレードは初段よりも衝突するガス温度が 50℃~100℃ 低くなるが、燃焼温度 1300℃ 級のガスタービンと比べるとそのメタル温度は高くなり、材料特性として 10° 時間 14 kgf/mm² で 600℃ 以上から更に 800℃ 以上の耐用温度が必要である。それよりも強度の低い材料を用いた場合は、運転中にブレードが破損する確立が非常に高くなるばかりでなく、ガス流のエネルギーを十分に回転力に変換できずに効率の低下を引き起こす。

初段ノズルは、燃焼ガスを最初に受けるため最も高温にさらされ、ガスタービンの起動、停止の繰り返しにより著しい熱応力、熱衝撃を受ける。燃焼ガス温度 1300℃ 級から 1500℃ 級のガスタービンでは、冷却能力を考慮しても 10° 時間 6 kgf/mm² における耐用温度が 700℃ 以上から更に 900℃ 以上の合金を用いる。2段目以降のタービンノ

ズルは、初段ノズルと比較して温度的にそれほど苛酷ではないが、燃焼温度 1300℃級のガスタービンと比べるとそのメタル温度は高くなり 10°時間 14 kgf/mm² 耐用温度が 600℃以上から更に 800℃の材料を用いる。

本発明は、初段タービンノズル入口でのガス温度が 1400～1650℃、好ましくは 1500～1650℃に対して前記初段タービンブレード及び初段タービンノズルは単結晶 Ni 基合金からなり、また遮熱コーティング層を有すること、前記第 2 段タービンブレード及び第 2 段タービンノズルは合金コーティング層を有すること、そして前記単結晶 Ni 重合金は重量で、Cr 6～8%，Mo 0.5～1%，W 6～8%，Re 1～4%，Al 4～6%，Ta 6～9%，Co 0.5～10% 及び Hf 0.03～0.13% を含有する Ni 基合金であること、前記単結晶 Ni 重合金は Ti，Nb のうち一方もしくは両方を 0.1～2% を含有する Ni 基合金からなるものが好ましい。本発明では、前述の温度として 1400～1495℃に対して初段ブレード及び初段ノズル、又は 1500℃以上には第 2 段タービンブレードに重量で、Cr 5～18%，Mo 0.3～5%，W 2～10%，Al 2.5～6%，Ti 0.5～5%，C 0.05～0.21% 及び B 0.005～0.025% を含有する柱状晶 Ni 基合金であること、更に、これに Ta 1～4%，Co 10% 以下，Hf 0.03～0.2%，Zr 0.001～0.05%，Re 0.1～5% 及び Nb 0.1～3% の少なくとも 1 種とを含有する一方向凝固柱状晶 Ni 基合金が好ましい。特に、第 2 段ブレードの他第 3 段或いは 4 段ブレードにも用いることができる。

前記第 2 段及び第 3 段タービンノズルは重量で、Cr 21～24%，Co 18～23%，C 0.05～0.20%，W 1～8%，Al 1～2%，

Ti 2～3%，Ta 0.5～1.5%及びB 0.05～0.15%を含有する多結晶Ni基合金が好ましい。

ガスタービンの熱効率を向上させるためには、前述したように燃焼ガス温度を上昇させることがもっとも効果的である。高度なブレード、ノズルの冷却技術、遮熱コーティング技術の併用を考え、初段タービンブレードのメタル温度を920℃以上にすれば、初段タービンノズルへのガス入り口温度を1450～1550℃にすることが可能となる。そのことによりガスタービンの発電効率を37%以上にすることができる。この場合の発電効率は、LHV方式の表示である。また、その時にタービン排ガス温度を590℃～650℃とすれば、蒸気タービンとの複合発電システムにした場合の総合発電効率が50%以上、好ましくは55%以上にすることができ、優れた高効率発電システムが提供できる。

本発明によれば、高効率で、更により高温のガスタービンを達成することができ、タービン入り口温度1500℃～1650℃級ではLHV表示で37%以上の高効率を得られる。

(B) 高低圧一体型蒸気タービンについて

(1) 長翼材

本発明に係る長翼材は、8～13重量%クロームを含むマルテンサイト系ステンレス鋼からなる翼部長さが30インチ以上、好ましくは40インチ以上、より好ましくは43インチ以上のものを50サイクル発電用高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービンの最終段動翼に用いるのが好ましい。

本発明は、更に最終段動翼として前述のマルテンサイト系ステンレス鋼からなる30インチ以上、好ましくは33インチ以上、より好ましくは35インチ以上のものを60サイクル発電用高低圧又は高中低圧一体

型蒸気タービンに用いるのが好ましい。

前述のマルテンサイト系ステンレス鋼は、重量比で、C 0.08～0.18%，Si 0.25%以下，Mn 1.00%以下，Cr 8.0～13.0%，Ni 1.5～3%、好ましくは2.1を越え3%以下，Mo 1.5～3.0%，V 0.05～0.35%，Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.20%、及びN 0.02～0.10%を含有するものが好ましい。

更に本発明は、重量比で、C 0.18～0.28%，Si 0.1%以下，Mn 0.1～0.3%，Cr 1.5～2.5%，Ni 1.5～2.5%，Mo 1～2%及びV 0.1～0.35%を有し、高圧部の538℃・10⁵h平滑及び切欠クリープ破断強度が13kg/mm²以上，低圧部の引張強さが84kg/mm²以上，破面遷移温度が35℃であるマルテンサイト系耐熱鋼からなるロータシャフトに、引張強さ120kg/mm²以上の前述の長翼を取り付けた高中低圧又は高低圧一体型蒸気タービンが好ましい。

最終段のブレードの先端リーディングエッジ部にはエロージョン防止層が設けられているのが好ましい。具体的な翼の長さとして、33.5"，40"，46.5"等のものを用いることができる。エロージョン防止層は重量で、C 0.5～1.5%，Si 1.0%以下，Mn 1.0%以下，Cr 25～30%，W 2.5～6.0%を含むCo基合金を用いることが好ましい。

この蒸気タービン長翼は、高速回転による高い遠心応力と振動応力に耐えるため引張強さが高いと同時に、高サイクル疲労強度が高くなければならない。そのために、翼材の金属組織は、有害なδフェライトが存在すると、疲労強度を著しく低下させるので、全焼戻しマルテンサイト組織でなければならない。

本発明鋼は前述した式で計算されるC r 当量が10以下になるように成分調整され、 δ フェライト相を実質的に含まないようにすることが好ましい。

長翼材の引張強さは 120 kg/mm^2 以上、好ましくは 128 kgf/mm^2 以上、より好ましくは 128.5 kgf/mm^2 以上である。また耐力は 80 kg/mm^2 以上、好ましくは 88 kg/mm^2 以上である。伸び率は長さ方向10%以上、周方向5%以上、衝撃値は 3.45 kgf-m 以上が好ましい。

また均質で高強度の蒸気タービン長翼材を得るために、調質熱処理として、溶解・鍛造後に、 $1000^\circ\text{C}\sim 1100^\circ\text{C}$ （好ましくは $1000\sim 1070^\circ\text{C}$ ）で好ましくは0.5～3時間加熱保持後室温まで急冷する（特に油焼入れが好ましい）焼入れを行い、次に、 $550\sim 620^\circ\text{C}$ で焼戻し、特に $550^\circ\text{C}\sim 570^\circ\text{C}$ で好ましくは1～6時間加熱保持後室温まで冷却する1次焼戻しと、 $560^\circ\text{C}\sim 590^\circ\text{C}$ で好ましくは1～6時間加熱保持後室温まで冷却する2次焼戻しの2回以上の焼戻し熱処理が施されるのが好ましい。2次焼戻し温度は1次焼戻し温度より高くするのが好ましく、特に $10\sim 30^\circ\text{C}$ 高くするのが好ましく、より $15\sim 20^\circ\text{C}$ 高くするのが好ましい。

本発明に係る低圧タービン最終段翼部長さは 914 mm （ $36''$ ）以上、好ましくは 965 mm （ $38''$ ）以上にした60サイクル発電用の 3600 rpm 蒸気タービン及び低圧タービン最終段翼長を 1041 mm （ $41''$ ）以上、好ましくは 1092 mm （ $43''$ ）以上、より好ましくは 1168 mm （ $46''$ ）以上にした50サイクル発電用の 3000 rpm 蒸気タービンにし、〔翼部長さ（インチ） \times 回転数（rpm）〕値を125000以上、好ましくは138000以上としたものである。

また本発明に係る長翼材においては、全マルテンサイト組織となるよ

うに合金組成を調整して高い強度と低温靱性並びに疲労強度を得るために、次式の各元素の含有量を重量%として計算されるC r 当量を4～10に成分調整することが好ましい。

$$\text{C r 当量} = \text{C r} + 6 \text{ S i} + 4 \text{ M o} + 1.5 \text{ W} + 11 \text{ V} + 5 \text{ N b} - 40 \text{ C} \\ - 30 \text{ N} - 30 \text{ B} - 2 \text{ M n} - 4 \text{ N i} - 2 \text{ C o} + 2.5 \text{ T a}$$

Cは高い引張強さを得るために0.08%以上、靱性を低下させないように0.2%以下が好ましい。特に、0.10～0.18%が好ましい。より、0.12～0.16%が好ましい。

S iは脱酸剤、M nは脱硫酸・脱酸剤で鋼の溶解の際に添加するものであり、少量でも効果がある。S iはδフェライト生成元素であり、多量の添加は、疲労及び靱性を低下させる有害なδフェライト生成の原因になるので、0.25%以下が好ましい。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロスラグ溶解法などによればS i添加の必要がなく、S i無添加がよい。特に、0.10%以下、より0.07%以下が好ましい。

0.9%以下のM n添加は靱性を向上させる。特に、M nは脱酸剤として有効なので、靱性向上の点から0.6%以下、より0.1～0.5%、最も0.2～0.4%が好ましい。

C rは耐食性と引張強さを高めるが、13%以上添加するとδフェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性と引張強さが不十分なので、C rは8～13%が好ましい。特に強度の点から10.5～12.5%が、より11～12%が好ましい。

M oは固溶強化及び析出強化作用によって引張強さを高める効果がある。M oは引張強さ向上効果が不十分であり3%以上になるとδフェライト生成原因になるので1.5～3.0%が好ましい。特に、1.8～2.7%、より2.0～2.5%が好ましい。なお、W及びC oもM oと同じ様

な効果がある。

V及びNbは炭化物を析出し引張強さを高めると同時に韌性向上効果がある。V 0.05%, Nb 0.02%以下ではその効果が不十分であり、V 0.40%, Nb 0.2%以上では δ フェライト生成の原因となる。特にVは0.20~0.36%、より0.25~0.31%、Nbは0.04~0.16%、より0.06~0.14%が好ましい。Nbの代わりにTaを全く同様に添加でき、複合添加することができる。

Niは2~3%で低温韌性を高めると共に、 δ フェライト生成の防止効果がある。特に、2.3~2.9%が好ましい。より好ましくは2.4~2.8%である。

Nは0.02~0.1%で韌性、引張強さの向上及び δ フェライトの生成防止に効果がある。特に、0.04~0.08%、より0.045~0.08%の範囲で優れた特性が得られる。

Si, P及びSの低減は、引張強さを損なわず、低温韌性を高める効果があり、極力低減することが望ましい。低温韌性向上の点からSi 0.1%以下, P 0.015%以下, S 0.015%以下が好ましい。特に、Si 0.05%以下, P 0.010%以下, S 0.010%以下が望ましい。Sb, Sn及びAsの低減も、低温韌性を高める効果があり、極力低減することが望ましいが、現状製鋼技術レベルの点から、Sb 0.0015%以下, Sn 0.01%以下、及びAs 0.02%以下に限定した。特に、Sb 0.001%以下, Sn 0.005%及びAs 0.01%以下が望ましい。

さらに、本発明においては、Mn/Ni比を0.11以下にするのが好ましい。

本発明材の熱処理は、まず完全なオーステナイトに変態するに十分な

温度、最低1000℃、最高1100℃に均一加熱し、急冷し（好ましくは油冷）、次いで550～570℃の温度に加熱保持・冷却し（第1次焼戻し）、次いで560～680℃の温度に加熱保持し第2次焼戻しを行い、全焼戻しマルテンサイト組織とするものが好ましい。

（2）高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービン用ロータシャフト

Cは0.15～0.4%で焼入性を向上し靱性と強度を確保するのに必要な元素である。特にCは0.20～0.28%の範囲が好ましい。

Si及びMnは従来脱酸剤として添加していたが、真空C脱酸法及びエレクトロスラグ再溶解法などの製鋼技術によれば、特に添加しなくとも健全なロータが溶製可能である。長時間使用による脆化の点から、Si及びMnは低目にすべきであり、それぞれ0.1%及び0.5%以下がよい。特にSi0.05%以下、Mn0.05～0.25%、より前者が0.01%以下、後者が0.20%以下が好ましい。

一方、極少量のMn添加は、熱間加工性を悪くする有害なSを、硫化物MnSとして固定する作用があるために、Mnの極微量添加は、前述のSの害を減少する効果があるので、蒸気タービン用ロータシャフトのような大型鍛造品の製造においては0.01%以上含有するのが好ましい。しかし、製鋼上Sを少なくできればMnの添加は靱性、高温強度を低めるので、S及びP量を低めるスパーククリーン化できればゼロがよく、0.01～0.2%が好ましい。

Niは1.5～2.7%で焼入性を向上させ、クリープ破断強度及び靱性を向上させる。特に1.6～2.0%より1.7～1.9%の範囲が好ましい。更に、Ni量はCr量より0.20%まで高く又はCr量より0.30%以下に低くする範囲内とすることにより高い高温強度と靱性とを兼ね備えた特性が得られる。

Crは1.5～2.5%で焼入性を向上させ、靱性及びクリープ破断強度向上に効果がある。また蒸気中の耐食性も向上させる。特に1.7～2.3%、より1.9～2.1%が好ましい。

Moは0.8～2.5%で焼戻し処理中に結晶粒内に微細炭化物を析出させ、高温強度向上及び焼戻し脆化防止効果がある。特に強度と靱性の点から1.0～1.5%、より1.1～1.3%が好ましい。

Vは、0.15～0.35%で焼戻し処理中に結晶粒内に微細炭化物を析出させ、高温強度及び靱性向上効果がある。特に0.20～0.30%、より0.25を越え0.30%以下の範囲が好ましい。

また上記の組成からなる低合金を溶製するとき、希土類元素、Ca、Zr及びAlのいずれかを添加することにより靱性が向上する。希土類元素は0.05～0.4%、Caは0.0005～0.01%、Zrは0.01～0.2%、Alは0.001～0.02%が好ましい。

さらに、酸素は高温強度に関与し、本発明鋼においては、O₂を5～25ppmの範囲に制御することにより、より高いクリープ破断強度が得られる。

Nb及びTaの少なくとも1種を0.005～0.15%添加するのが好ましい。これらの含有量が0.005%未満では強度の向上に十分な効果が得られず、逆に0.15%を越えると蒸気タービン用ロータシャフトの如く大型構造物ではこれらの巨大な炭化物が晶出し強度及び靱性を低めるので0.005～0.15%とする。特に0.01～0.05%が好ましい。

Wは強度を高めるため0.1%以上加えるのが好ましいが、1.0%を越えると大型鋼塊においては偏析の問題が生じる等強度を低めるので、0.1～1.0%とするのが好ましい。好ましくは0.1～0.5%である。

Mn/Ni比又は(Si+Mn)/Ni比は各々0.13又は0.18以下が好ましい。これにより、ベーナイト組織を有するNi-Cr-Mo-V低合金鋼における加熱脆化を顕著に防止でき、高低圧又は高中低圧一体型ロータシャフトとして適用できる。また、(Ni/Mo)比が1.25以上及び(Cr/Mo)比が1.1以上、又は(Cr/Mo)比が1.45以上及び(Cr/Mo)比が $[-1.11 \times (Ni/Mo) + 2.78]$ によって求められる値以上とすることにより全体を同じ条件で熱処理することにより538℃、10⁵時間クリープ破断強度が12 kg/mm²以上の高い強度が得られる。

また、Ni量をCr量に対して特定の範囲で含有させることにより高圧側でより高強度で、低圧側でより靱性の高い強度とを兼ね備えたものが得られる。

本発明は、高低圧又は高中低圧一体型蒸気タービン用ロータシャフトとして、その高圧部又は高中圧部の538℃、10⁵h平滑及び切欠クリープ破断強度が13 kg/mm²以上、低圧部又は中低圧部の引張強さが84 kg/mm²以上、破面遷移温度が35℃以下とするのが好ましい。このように優れた機械的性質を得るため次の様な傾斜調質熱処理を施すのが好ましい。この調質熱処理を施す前に、金属組織を微細にするために、650℃～710℃で70時間以上保持のパーライト処理を施すのが好ましい。

ロータシャフトの高圧部又は高中圧部：高い高温強度を得る。

○焼入れ：930～970℃に加熱・保持後冷却

○焼戻し：570～670℃に加熱・保持後徐冷

(2回焼戻しが好ましく、うち1回は650～670℃に加熱・保持するのが好ましい)

ロータシャフトの低圧部又は中低圧部：高い引張強さと低温靱性を得る。

○焼入れ：880～910℃に加熱・保持後急冷

○焼戻し：570～640℃に加熱・保持後徐冷

(2回焼戻しが好ましく、うち1回は615～635℃に加熱・保持するのが好ましい)

即ち、本発明は高圧側を低圧側より高い焼入温度で焼入れすることにより高圧側では550℃、30kg/mm²で180hr以上のクリープ破断時間が得られるように低圧側より高温強度を高くし、低圧側は高圧側より遷移温度を中心孔で10℃以下とするように傾斜熱処理することが好ましい。焼戻し温度においても高圧側を低圧側に比べ高い温度で焼戻しするのがよい。

このようにクリープ破断強度が高く、衝撃値が高い両者の特性を備えた鋼を得ることができ、本発明の高低圧一体型ロータシャフトにおいて最終段動翼として、特に50サイクル発電に対しては40インチ以上好ましくは43インチ以上、60サイクル発電に対しては33インチ以上好ましくは35インチ以上の長さのものを植設することが好ましい。

(3) 本発明の蒸気タービンにおける他の動翼、静翼及びその他

高圧側ブレードは初段又は初段～3段を重量で、C0.2～0.3%，Si0.5%以下，Mn1%以下，Cr10～13%，Ni0.5%以下，Mo0.5～1.5%，W0.5～1.5%，V0.15～0.35%を含むマルテンサイト鋼、それ以外の前記26インチ未満の低圧側ブレードは重量で、C0.05～0.15%，Si0.5%以下，Mn1%以下、好ましくは0.2～1.0%，Cr10～13%，Ni0.5%以下，Mo0.5%以下を含むマルテンサイト鋼が好ましい。

本発明における静翼は重量で、C 0.05～0.15%，Si 0.5% 以下，Mn 0.2～1%，Cr 10～13%，Ni 0.5% 以下，Mo 0.5% 以下を含む焼戻し全マルテンサイト鋼からなるものが好ましい。

本発明におけるケーシングは、重量でC 0.10～0.20%，Si 0.75% 以下，Mn 1% 以下，Cr 1～2%，Mo 0.5～1.5%，V 0.05～0.2%，Ti 0.05% 以下を含むベーナイト組織を有するCr-Mo-V 鋼よりなるものが好ましい。

図面の簡単な説明

- 第1図は水蒸気冷却によるコンバインド発電システム構成図。
- 第2図は水蒸気冷却によるガスタービンの回転部断面図。
- 第3図は引張強度とNi量との関係を示す線図。
- 第4図は引張強度とNi量との関係を示す線図。
- 第5図は破断延性とNi量との関係を示す線図。
- 第6図は破断延性とNi量との関係を示す線図。
- 第7図はFATTとNi量との関係を示す線図。
- 第8図はFATTとNi量との関係を示す線図。
- 第9図は高中低圧一体型蒸気タービンの平面図。
- 第10図は高中低圧一体型蒸気タービン用ロータシャフトの平面図。
- 第11図は蒸気タービン用長翼の斜視図。
- 第12図は蒸気タービン用長翼のエロージョンシールド接合構造の斜視図。
- 第13図は空気冷却によるガスタービンの回転部断面図。
- 第14図はクローズド空気冷却によるコンバインド発電システム構成図。

第15図は水蒸気冷却によるコンバインド発電システム構成図。

第16図は空気冷却によるガスタービンの回転部断面図である。

発明を実施するための最良の形態

〔実施例1〕

第1図は初段及び第2段のブレードと初段のノズルとを水蒸気によって冷却するとともに、第2段及び第3段の静翼を空気によって冷却するコンバインド発電サイクルシステム図である。蒸気タービンとガスタービンとを組合せて発電するコンバインド発電サイクルにおいては排熱回収ボイラによって発生する水蒸気を用いることができ、また別途水蒸気を発生させて用いることが出来る。

A. ガスタービン

第2図はクローズド水蒸気冷却方式を有する3段のブレードを有するガスタービン上半部の断面図である。水蒸気による冷却流路6は図中矢印で示すようにタービンロータ1の中心部を通過して初段ブレード51及び第2段ブレード52にディスクとスペーサとの間から入り、各々の動翼を冷却した水蒸気は同じくディスクとスペーサとの間を通過してタービンロータ1の水蒸気入口に対してその外周より外部に流出するものである。初段ノズル81の水蒸気冷却にはケーシング80を通過してその入口と同じ経路を通過して外部に流出する。

一方、第2段及び第3段ノズルの空気冷却の冷却流路6は図中矢印に示すように空気の圧縮機の抽気部31、32より抽気し、抽気部31からの空気は若干圧縮比が低いので第3段のノズルを冷却するのに用い、抽気部32からの空気は抽気部31より若干圧縮比が高くより冷却能力が大きいので2段静翼の冷却に用いられる。

第2図に示すように、本実施例のガスタービンは、ケーシング80、圧縮機ロータ2と外周部の翼列からなる圧縮機、燃焼器84、ノズル81～83及びブレード51～53を交互に配置して形成されたガスパス85、タービンロータ1等によって構成されている。

タービンロータ1は3個のタービンディスク11、12、13及びスタブシャフト34からなり、高速回転体として密着接合されている。各ディスクの外周にはブレード51～53が植設されているほか、ディスタントピース33を介して圧縮機ロータ2と連結されており、軸受によって回転支持されている。

かかる構成において、圧縮機で圧縮された空気を用いて燃焼器84で生成された高温・高圧の作動ガスが、ガスパスを膨脹しながら流れることによってタービンロータが回転され、動力が発生される。

燃焼器出口の作動ガスの圧力を22～25ata、温度を1500℃にすると、ロータ外径が2.5m程度のガスタービンでも400MW以上の動力が発生できるが、動翼入口のガス相対全温は初段が約1250～1300℃、2段が約950～1000℃で翼の許容温度（通常の翼材料で850～900℃）を緩るやかに越え、熱負荷はそれぞれ出力の約1.5%（約6000kW）及び1.2%（5000kW）にもなる。

また作動ガスの圧力を22～25ataにするためには、圧縮比を22以上にする必要があり、この場合の圧縮機の吐出温度は約500℃となり、通常のロータ材（許容温度450℃）を使用する場合には圧縮機ロータ2の外周部を冷却する必要がある。

本実施例において、他タービンスタッキングボルト54、コンプレッサディスク、コンプレッサブレード17、コンプレッサスタッキングボルト、及びコンプレッサスタブシャフトを有する。本実施例のガスター

ピンはタービンブレード及びタービンノズルがそれぞれ3段ずつある。

本実施例におけるガスターピンの初段ノズル81及び初段ブレード51はNi基超合金の単結晶鑄造物であり、重量でCr4~10%, Mo0.5~1.5%, W4~10%, Re1~4%, Al3~6%, Ta4~10%, Co0.5~10%及びHf0.03~0.2%を有するNi基合金で構成する。初段ブレードは翼部先端からダブティル方向に凝固した翼部長さ130mm、その全長は約220mmである。この単結晶鑄造物の10°時間14kgf/mm²の耐用温度は930~940℃であり、いずれも内部に複雑な水蒸気冷却孔を設けており運転中は圧縮水蒸気により冷却する。冷却方式はクローズド方式で、ダブティルによって入って翼部の内部に設けられた複数の通路を通して再びダブティルに戻る経路を有するものである。本単結晶鑄造物は1250~1350℃で固溶化処理後、1000~1100℃及び850~950℃での2段階時効処理を行い、一辺が1μm以下の長さのγ'相を50~70体積%で析出させたものである。

初段ノズル81は初段ブレード51よりCr量を1~3%高くしたものを用い、Cr量を6~10%とした。

本実施例における初段ブレード51は全体が単結晶であるが、翼部21以外のシャンク24とダブティル26を柱状晶とすることもできる。本実施例においては、一方向凝固において翼部側より凝固し、シャンク24及びダブティル26へと凝固させ、全体を単結晶とすること、又はシャンク24部分に凝固が達したときに冷却速度を高めて柱状晶とすることができる。

本実施例における初段ノズル81はベーン36及び外周側のサイドウォール38と内周側のサイドウォール37とを有する。

初段ブレード51は上流側で一端が丸みを帯び下流側に三ヶ月状になっている翼部、プラットフォーム、シャンク、クリスマスツリー型のダブティル、両サイドに2個ずつのシールフィンを有する。シールフィンはいずれも翼部側に凸状に突起を有するものである。ダブティルにはその底部にシール用の突起が設けられている。シャンクは中心部で凹状になっている。内部に複数の冷却孔が設けられ、ダブティル側より冷媒が入り排出する経路を有している。シールフィンは燃焼ガスのもれを防ぐものである。

第2段ブレード52及び第3段ブレード53は、いずれも重量でCr 5~18%, Mo 0.3~6%, W 2~10%, Al 2.5~6%, Ti 0.5~5%, Ta 1~4%, Nb 0.1~3%, Co 0~10%, C 0.05~0.21%, B 0.005~0.025%, Hf 0.03~2%, Re 0.1~5%を有する一方向凝固柱状晶Ni基超合金で構成する。これらのブレードは全体が一方向に先端部からダブティルの方向に凝固により得られる柱状晶組織を有する。第2段ブレードは初段ブレードと同様の内部冷却孔を有しダブティルより入ってダブティルに戻る構造を有しており、高圧水蒸気により冷却する。これらの材料の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は840~860℃であるのが好ましい。これらのブレード表面には重量でAl 2~5%, Cr 20~30%及びY 0.1~1%を含むNi基又はNi+Co基合金からなる合金層を非酸化性減圧雰囲気下でプラズマ溶射によって50~150μmの厚で設け、耐食性が高められる。合金層は翼部とプラットフォームの火炎に接する側に設けられる。ダブティルにはシールフィンを有する。第3段ブレードは中実で、冷却孔はない。

本実施例における初段ノズルは外側サイドウォールと内側サイドウォ

ール間に2個のベーンが一体の単結晶Ni基合金によって形成され、一端が丸みを帯びた三ヶ月状で内部に冷却用水蒸気が流入及び流出するように空洞の薄肉材によって構成され、ベーン部分には冷却空気が外周側のサイドウォール側から流入し再び外周側サイドウォール側に戻るよう冷却孔が複数設けられている。

本実施例における初段ノズルの単結晶Ni基合金の 10^6 時間6kgf/mm²の耐用温度は920～940℃である。冷却流路は、クローズド方式で、翼部に複数の冷却孔が設けられる外周側のサイドウォール側より入って複数の冷却孔を通して外周側のサイドウォールに戻る構造を有する。初段ブレード及び初段ノズルの外表面の火炎に接する翼部とプラットフォーム及び翼部とサイドウォールには、遮熱コーティング層が設けられる。これは、堆積方向に微細な柱状晶からなり、微細な直径50～200μmのマクロな柱状晶の中に直径10μm以下の柱状晶を有する2重構造の柱状晶組織を有するY₂O₃10%以下を含む安定化ジルコニア層を蒸着によって100～200μmの厚さに設け、ベース金属とジルコニア層との間の結合層とからなる。該結合層は重量でAl2～5%，Cr20～30%，Y0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金からなる溶射層である。合金層は耐食性を向上させる効果も併せもつ。本鑄造材は1150～1200℃で溶体化処理後、820～880℃で1段時効処理の熱処理が施される。

第2段ノズルおよび第3段ノズルは重量で、Cr21～24%，Co18～23%，C0.05～0.20%，W1～8%，Al1～2%，Ti2～3%，Ta0.5～1.5%及びB0.05～0.15%を含有するNi基超合金で構成する。これらのノズルは通常の鑄造により得られる等軸晶組織である。特に遮熱コーティング層を設ける必要はないが、

第2段ノズルには耐食性を高めるためにCrあるいはAlの拡散コーティングを施す。第3段ノズルに同様の拡散コーティング層を設けることができる。それぞれ内部冷却孔を有しており、リーディング側より入ってトレーリング側より外部に流出する経路にて圧縮空気により冷却される。これらの材料の 10^5 時間6 kgf/mm²の耐用温度は840℃～860℃である。本鑄造材においても同様の熱処理が施される。2段及び3段ノズルは各中心が各ブレード間のほぼ中心位置に配置される。

2段タービンノズルの全体構造は初段ノズルとほぼ同じであり、本実施例においては2個のベーンを有するもので、冷却空気による冷却構造を有するものである。その冷却構造は外側サイドウォールより入り、内側サイドウォール側より流出させるとともに、ベーンの下流側のトレーリングエッジより流出する冷却孔がベーン先端に設けられている。ベーンの内部は空洞になっており、ベーンは0.5～3mmの厚さの薄肉部材によって構成される。本実施例では2個のベーンを持つが、1個～3個のいずれでも可能である。

第3段ノズルは第2段の全体構造とほぼ同じであり、外周側サイドウォールより冷却用空気が流入し、厚さ0.5～3mm程度の薄肉部材からなるベーンの内部を通して燃焼ガス下流側のトレーリングエッジより流出する構造を有する。本実施例においては2個のベーンがサイドウォール間に一体に形成されたものであるが、1個のノズルは1、2又は3個のベーンのいずれでも可能である。

初段ブレードにおいては、冷却孔用の中空構造を有する中子の周囲に製品形状と同じワックス模型が形成される。さらにその外層に後述の鑄物砂によるコーティング層を形成後、脱ろう及び焼成を行いこれを鑄型とした。次に、真空一方向凝固炉中で前述の組成のマスターインゴット

を上記鑄型中に鑄込み、引き下げ速度5～3.0cm/hでスタータ部より翼部、プラットフォーム、シャंक部及びダブティルへと順次一方向凝固させ、セクターを用いたNi基合金からなる単結晶鑄造物とした。続いて、中子をアルカリで除去し、スタータ部、セクター及び伸び湯部等を切断し、所定の形状のガスタービンブレードを得た。

2段及び3段ガスタービンブレードはNi基合金からなる一方向凝固柱状晶鑄造物からなり、同様の製法により単結晶の場合よりも速い引き下げ速度の3.0～5.0cm/hで一方向凝固させることにより得ることができる。

得られたブレードは、所定の強度を発揮させるために、非酸化雰囲気中で溶体化処理と時効処理を行い組織を制御する。

本実施例における初段ノズルは冷却孔用の中空構造の中子の周囲に設けたワックス模型をメチルエチルケトンにアクリル樹脂を溶解した液を浸漬し、通風乾燥した後、スラリー（ジルコンフロー+コロイダルシリカ+アルコール）に浸漬してスタック（初層ジルコンサンド、2層以降シャモットサンド）を吹き付け、これを何回か繰り返して鑄型を用いて形成される。鑄型は脱ろうした後に900℃で焼成した。

次に、この鑄型を真空炉に設けるとともに、真空溶解によってマスターインゴットを溶解し、真空中で鑄型に鑄込み、前述のブレードと同様にスタータ部より外周側サイドウォール、ベーン及び内周側サイドウォールへと順次一方向凝固し、Ni基合金からなる単結晶鑄造からなるノズルとした。このノズルはサイドウォール間の翼部の幅が約7.4mm、長さ110mm、最も厚い部分で2.5mm、肉厚が3～4mmで、先端で約0.7mm厚さを有するものである。

得られたノズルは、所定の強度を発揮させるために、前述のように非

酸化雰囲気中で溶体化処理と時効処理を行い組織を制御する。

以下、第1表のNo. 1～4は、本実施例における具体的な初段ブレード及び初段ノズルの単結晶Ni基合金の例である（単結晶：SC，柱状晶：DS，等軸晶：CC）。

Crは合金の耐酸化性、耐食性を向上させる。AlはNi基超耐熱合金を析出強化する金属間化合物である γ' 相を形成する主要強化元素である。 γ' 相は基本組成はNi₃Alで表されるが、Al以外のTi，Ta，W，Mo，Nbなどの元素を固溶することによりさらに強化される。またNbは、Reとともに合金の耐食性を高めるのに、重要な添加元素である。Coの添加は、耐食性、耐酸化性を向上させる。強度面では、Coの添加は合金の積層欠陥エネルギーを低下させて、比較的低温域のクリープ強度を向上させる作用と、高温域では逆に γ' 相の固溶度を増加させて、析出強化を弱め、高温域でのクリープ強度を不十分にする作用をもつ。両者の相反する作用のために、Coには強度面でも最適な添加量が存在する。Hfは合金の耐酸化性および高温強度を改善するための重要な元素であり、その効果はごく微量の添加量から現れるが、過度の添加は合金の融点を下げ、共晶 γ' 相を十分に固溶できなくなる。Reは、 γ 相に固溶して基地を強化するとともに、合金の耐食性を高めるが、4%を超える過度の添加は、Re-W，Re-Mo，Re-Taなどの有害相の析出を招く。

第1表のNo. 5及び6は本実施例における第2段及び第3段ブレードの一方方向凝固柱状晶Ni基合金の例である。

第 1 表

No.	製造方法	Ni	C	Cr	Co	W	Re	Mo	Ta	Nb	Al	Ti	Hf	B	Zr	耐用温度 (°C)	腐食減量 (mg/cm ²)
1	SC	bal.	—	7.5	0.8	7.2	1.5	0.8	8.8	1.7	5.0	—	0.1	—	—	940	203
2	SC	bal.	—	7.5	1.0	9.5	1.4	0.8	7.2	1.7	5.2	—	0.1	—	—	940	289
3	SC	bal.	—	7.9	1.0	9.5	1.6	0.9	6.7	1.6	4.6	—	0.1	—	—	940	236
4	SC	bal.	—	6.6	9.6	6.4	3.0	0.6	6.5	—	5.6	—	0.1	—	—	930	533
5	DS	bal.	0.07	6.6	9.2	8.5	3.0	0.5	3.2	—	5.6	0.7	1.4	0.015	0.015	900	587
6	DS	bal.	0.07	8.1	9.2	9.5	—	0.5	3.2	—	5.6	0.7	1.4	0.015	0.006	890	560

本発明による発電用ガスタービンに使用される第2段及び第3段のノズルに用いる材料について、合金組成（重量％）、鑄造する場合の鑄造方法10°時間6 kgf/mm²の耐用温度、及び溶接性を第2表に示した。それぞれの合金成分の働きは、おおむね前述で説明したとおりであるが、本実施例の合金は前述したNi基合金よりも溶接性を重視した組成となっている。第2表中で、No. 8は高温強度に優れる溶接性がNo. 7, 8より劣る。2N2はこの中で最も溶接性が優れているが、高温強度が劣る。従って、溶接性と高温強度のバランスを考慮すればNo. 7が最も優れているといえる。これは、Al+Ti量の厳密な制御とW添加の効果である。なお、溶接性の評価は、長さ80mm、幅8mmで1パスのTIG溶接で形成されたビード内に割れが発生しない予熱温度が400℃以下であるかどうかを基準とした。

本実施例ではタービンディスク11, 12, 13に重量で、C0.05～0.20%, Si0.15%以下, Mn0.2%以下, Cr10～13%, Ni0.5～3.0%, Mo1.0～4.0%, V0.1～0.4%, Nb0.01～0.20%, N0.025～0.125%及びCo1.0～5.0%を含む全マルテンサイト鋼の鍛造材が用いられる。この具体的なマルテンサイト鋼を第3表（重量％）に示す。残部はFeである。475℃, 10°hクリープ破断強度が50 kgf/mm²以上であり、高温ガスタービン用材として必要な強度を十分満足する。

第 2 表

No.	製造方法	Ni	C	Cr	Co	W	Fe	Mo	Ta	Nb	Al	Ti	Zr	B	溶接性	耐温度 (°C)
7	CC	bal.	0.10	23.0	22.0	7.0	—	—	1.2	—	1.6	2.7	—	0.01	O	875
8	CC	bal.	0.10	22.0	19.0	2.0	—	—	1.0	—	1.2	2.3	—	0.01	O	843
9	CC	bal.	0.15	22.5	19.0	2.0	—	—	1.4	—	1.9	3.7	0.10	0.01	△	887

(溶接性O: 400°C以下の予熱温度で、長さ80mm、幅8mmで1パスのTIG溶接のビード内に割れが発生しない)

これらのマルテンサイト鋼は、150kg鋼塊を高周波誘導溶解炉で溶解後、真空カーボン脱酸して鑄造し、1150℃に加熱した後、熱間鍛造により板状に成形した。その後、板材を1050℃で溶体化し空冷による焼入れを行った。室温まで冷却した後、570℃にて1次焼戻しを行い、590および620℃にて2次焼戻しを行った。これらの試料から平滑クリープ破断試験片（JIS Z 2272, ASTM E292）、引張試験片

（JIS G 0567）、およびシャルピー衝撃試験片（JIS Z 2202）を採取し、実験に供した。第2表に500℃、十万時間クリープ破断強度の結果を示す。Ni添加量が減少するほどクリープ強度は高くなる。また、焼戻し温度が低いほどクリープ強度は高くなる。620℃の焼戻しを施した場合、クリープ強度の規格値（ $\geq 50 \text{ kgf/mm}^2$ ）を満足できなくなる。したがって、Ni添加量を減少させ、焼戻し温度を下げることにより、本発明は高温ガスタービンのディスクに要求されるクリープ破断強度を満足することが実証された。

第3表

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	Co
1	0.11	0.01	0.02	1.00	11.50	1.9	0.20	0.15	0.04	3.00
2	0.11	0.01	0.02	1.50	11.50	1.9	0.20	0.15	0.04	3.00
3	0.11	0.01	0.02	2.00	11.50	1.9	0.20	0.15	0.04	3.00

第4表

No.	焼入れ温度(℃)	焼戻し温度(℃)	強度(kgf/mm ²)
1	1050	590	52.0
		620	50.8
2	1050	590	50.5
		620	50.0
3	1050	590	50.2
		620	49.7

引張試験の強度因子である引張強さおよび0.2%耐力については第3図に590℃焼戻し、第4図に620℃焼戻しを示し、また、延性因子である伸びおよび絞りについては第5図に590℃焼戻し、第6図に620℃焼戻しを示す。Ni添加量と強度因子の関係は、添加量と強度に正の依存性があり、Ni添加量が増加するほど強度因子は向上する。延性因子はNi添加量に対して顕著な依存性を示さない。焼戻し温度と強度因子については負の依存性があり、温度の上昇に対して強度は低下する。焼戻し温度が590℃では強度の要求値（引張強さ ≥ 107.5 kgf/mm²，0.2%耐力 ≥ 86.5 kgf/mm²）を満足するが、620℃では満足しない。焼戻し温度と延性因子との関係については顕著な依存性がない。延性はすべての条件において要求値（伸び $\geq 13.0\%$ ，絞り $\geq 30.0\%$ ）を満足している。

靱性評価法であるFATTについて第7図に590℃焼戻し、第8図に620℃焼戻しを示した。Ni添加量とFATTの関係は、添加量と温度に負の依存性があり、Ni添加量が増加するほど靱性は良くなる。焼戻し温度とFATTについては負の依存性があり、温度の上昇に対し

て靱性は良くなる。また、いずれの焼戻し温度においてもNi添加量が1.5wt%以上あれば要求値($\leq 26.6^{\circ}\text{C}$)を満足している。

以上の実験結果により明らかな如く、燃焼ガス温度として初段タービンノズル入口で 1500°C 級のガスタービンディスクの他に、本実施例ではスタッキングボルト、ディスタントピース、スパーサに本発明材を用いた。

本発明におけるガスタービンの初段ノズルでのガス入り口温度は 1500°C 、2段ノズルのガス入り口温度は 1100°C 、3段ノズルガス入り口温度は 850°C であり、冷却を考慮しても初段ノズルのメタル温度は 900°C 以上となる。この初段ノズルに受ける温度ではCo基合金の強度がノズル用Ni基合金の強度を凌ぐ領域となるため、初段ノズルには溶接性にも優れるCo基合金が最も望ましい。一方、2段目以降のノズルのメタル温度は 800°C 以下となるが、その温度域ではCo基よりもノズル用Ni基の方がクリープ強度が高くなる。従って、2段目以降のノズルには多結晶Ni基合金の適用が望ましく、タービン入り口温度が 1500°C 級となるガスタービンでは、初段ノズルに単結晶Ni基合金、2段目以降ノズルに多結晶Ni基合金、となる材料構成が最適である。

コンプレッサブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。

使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

以上の構成によって、回転部の軸となるコンプレッサディスク、ディスタントピース、タービンディスク、スパーサをマルテンサイト鋼により構成することにより、ガスタービン全体を保持する構造部材としてフェライト系の鉄系部材との熱膨脹率が同等であるため起動時の効率が高いことから短時間で定常運転に達することができ、装置全体として総合

的により信頼性が高くバランスされたガスタービンが得られる。また、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃、初段タービンブレードのメタル温度が920℃、ガスタービンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。

本実施例ではタービンは3段のものであるが、4段に対しても本実施例の蒸気タービンとの組合せに同様に適用できる。4段に対しては初段及び2段目のブレード及びノズルを本実施例と同様に材料及び冷却を行い、3段及び4段を本実施例の3段と同様に材料及び冷却を行うことが出来る。

B. 高中低圧一体型蒸気タービン

第9図に本発明に係る再熱型高中低圧一体型蒸気タービンの部分断面図を示す。

本発明に係る蒸気タービンは再熱型で高低圧一体型のロータシャフト3に植設されたブレード4を高圧部6段、中圧部4段、低圧部4段の14段備えている。他の蒸気タービンにおいては高圧部7段、中圧部6段及び低圧部5段の18段備えたものも同様の構造である。高圧部と中圧部には内部ケーシングが設けられる。本実施例では、前述の如くガスタービンから出た排ガスの温度は650℃であり、その排ガスを排熱回収ボイラ(HRSG)に送り、538℃の高圧蒸気を得る。この高圧蒸気は蒸気のコントロールバルブ55を通して蒸気入口121より前述の如く538℃、16.9atgの高温高圧側に流入する。蒸気は入口より左側方向に流れ、高圧蒸気出口122より出て、再び538℃に加熱されて再熱蒸気入口123より中圧タービン部に送られる。中圧タービン部に入った蒸気は低圧タービン部へと送られるとともに低圧蒸気入口124

からも蒸気が送られる。そして蒸気温度 33°C , 722mmHg となって最終段のブレード4より排出される。本発明に係る高低圧一体型ロータシャフト3は 538°C の蒸気から 33°C の温度までさらされるので、前述した特性の $\text{Ni}-\text{Cr}-\text{Mo}-\text{V}$ 低合金鋼の鍛鋼が用いられる。高低圧一体型ロータシャフト3のブレード4の植込み部はディスク状になっており、高低圧一体型ロータシャフト3より一体に切削されて製造される。ディスク部の長さはブレードの長さが短いほど長くなり、振動を少なくするようになっている。蒸気入口に対し高圧側のブレード4は5段以上の6段あり、2段以降同じ間隔で配置され、初段と2段との間隔は2段以降の間隔の $1.5 \sim 2.0$ 倍であり、更にブレード植込部の軸方向の幅は初段が最も厚く、2段目より最終段にかけて段階的に徐々に厚く、初段の厚さは2段目の厚さの $2 \sim 2.6$ 倍である。

蒸気入口に対して中圧側のブレード4は4段あり、ブレード植込部の軸方向の幅は初段と最終段が同等の厚さで最も厚く、2段及び3段目と下流側に向って大きくなる。低圧部は4段で、ブレード植込部の軸方向の幅は最終段の厚さはその直前の厚さの $2.7 \sim 3.3$ 倍、最終段の直前の厚さはその直前の厚さの $1.1 \sim 1.3$ 倍である。中圧部の初段から4段目までのブレードの中心間隔はほぼ同じ間隔であり、低圧部は初段以降最終段にかけて間隔が大きくなり、各段の間隔の前段の間隔に対する比が下流側で大きくなっており、更に初段の間隔が前段の間隔に対する比が $1.1 \sim 1.2$ 倍及び最終段と前段との間隔の前段における間隔に対する比が $1.5 \sim 1.7$ 倍である。

ブレードの長さは中圧・低圧側が初段から最終段にかけて徐々に大きくなり、各段の前段に対する長さは $1.2 \sim 2.1$ 倍有し、5段目まで $1.2 \sim 1.35$ 倍で長くなり、低圧部2段目が $1.5 \sim 1.7$ 倍、3段及

び4段が各々1.9～2.1倍である。

本実施例における各段の長さは中圧部より2.5", 3", 4", 5", 6.3", 10", 20.7" 及び40" である。

14は内部ケーシング、15は外部ケーシングである。

(1) ロータシャフト

第5表は本発明に係る高中低圧一体型蒸気タービンロータの靱性及びクリープ破断試験に供した代表的な試料の化学組成を示す。試料は真空高周波溶解炉で溶解・造塊し、温度850～1150℃で30mm角に熱間鍛造した。試料No.3～No.12は本発明に係る材料である。試料No.1及び2は比較のため溶製したものであり、No.1はASTM規格A470class8相当材、No.2はASTM規格A470class7相当材である。これら試料は、高中低圧一体型蒸気タービンロータシャフト中心部の条件をシュミレートして、950℃に加熱しオーステナイト化した後、100℃/hの速度で冷却し焼入れした。ついで、665℃×40h加熱し炉冷し、焼戻し処理した。本発明に係るCr-Mo-V鋼はフェライト相を含まず、全パーナイト組織であった。

本実施例におけるロータシャフトは、重量で、C0.05～0.30%、好ましくは0.18～0.25%、Si0.1%以下、好ましくは0.06%以下、Mn0.3%以下、好ましくは0.02～0.20%、Ni1.0～2.5%、好ましくは1.5～2.0%、Cr0.8～3.0%、好ましくは1.5～2.5%、Mo0.5～2.5%、好ましくは0.8～1.5%、V0.10～0.35%、好ましくは0.15～0.30%を含む全焼戻しパーナイト組織を有する鍛鋼が好ましい。更に、この鋼にはNb0.01～0.10%、好ましくは0.015～0.050%及びW0.1～0.5%を1種以上含むことが好ましい。

第 5 表

試料 No.	組												成 (wt %)			(ppm)	N i M o	C r M o	M n N i
	C	S i	M n	P	S	N i	C r	M o	W	V	N b	そ の 他							
1	0.33	0.27	0.77	0.007	0.010	0.34	1.06	1.28	—	0.27	—	—	26	0.27	0.83	2.26			
2	0.23	0.05	0.30	0.009	0.012	3.56	1.66	0.40	—	0.12	—	—	20	8.90	4.15	0.084			
3	0.26	0.02	0.16	0.003	0.004	1.84	1.95	1.10	—	0.27	—	—	18	1.67	1.77	0.092			
4	0.24	0.02	0.18	0.001	0.006	1.90	1.91	1.18	—	0.29	0.03	—	10	1.61	1.62	0.106			
5	0.23	0.03	0.19	0.002	0.006	1.65	1.88	1.11	0.20	0.26	—	—	18	1.67	1.69	0.103			
6	0.24	0.02	0.19	0.001	0.007	1.89	1.92	1.10	0.23	0.26	0.03	—	20	1.72	1.75	0.101			
7	0.22	0.04	0.18	0.009	0.008	1.83	1.65	1.16	0.28	0.26	—	Ti 0.03 B 0.004	20	1.58	1.59	0.098			
8	0.24	0.05	0.19	0.005	0.007	1.85	1.97	1.18	—	0.28	0.05	Ca 0.008	18	1.57	1.68	0.103			
9	0.26	0.03	0.19	0.008	0.010	1.89	1.99	1.20	—	0.26	0.04	La 0.08 Ce 0.08	18	1.58	1.66	0.101			
10	0.23	0.05	0.24	0.006	0.008	1.90	1.91	1.16	0.24	0.26	—	Al 0.008	16	1.65	1.65	0.126			
11	0.26	0.05	0.18	0.007	0.006	1.80	1.90	1.23	—	0.24	—	Ta 0.08	12	1.46	1.54	0.100			
12	0.25	0.04	0.18	0.009	0.009	1.86	1.69	1.23	0.14	0.26	—	Zr 0.30	16	1.51	1.37	0.097			

本発明に係る鋼のオーステナイト化温度は $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ にする必要である。 900°C 未満では高い靱性が得られるもので、クリープ破断強度が低くなってしまう。 1000°C を越える温度では高いクリープ破断強度が得られるものの、靱性が低くなってしまう。焼戻し温度は $630^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ にする必要がある。 630°C 未満では高い靱性が得られず、 700°C を越える温度では高いクリープ破断強度が得られない。

第6表は引張、衝撃及びクリープ破断試験結果を示す。靱性は温度 20°C で試験したVノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーで示した。クリープ破断強度はラルソンミラー法で求めた 538°C 、 10^5h 強度で示した。表から明らかなように本発明に係る材料は、室温の引張強さが $88\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上、 0.2% 耐力 $70\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上、FAT 40°C 以下、衝撃吸収エネルギーが加熱前後でいずれも $2.5\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上及びクリープ破断強度が約 $11\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上と高く、高中低圧一体型タービンロータとしてきわめて有用であると言える。特に、 33.5 インチ長翼を植設するタービンロータ材としては約 $15\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上の強度を有するものがよい。

第 6 表

試 料 No.	引 張 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	衝撃吸収エネルギー (k g - m)	5 0 % FATT (℃)	5 3 8 ℃ 切欠クリープ破断強さ (kg/mm ²)
1	88.1	20.1	60.8	1.3	120	14.0
2	72.4	25.2	75.2	12.0	-20	6.5
3	88.9	21.4	70.9	8.9	35	17.5
4	89.0	21.9	71.8	9.8	28	18.8
5	88.5	23.6	73.0	6.8	39	19.8
6	88.8	21.8	72.3	7.8	34	18.4
7	89.8	21.8	71.4	10.6	5	19.3
8	88.8	22.8	72.8	11.9	-2	18.8
9	88.5	22.9	72.8	13.9	-9	19.8
10	91.8	20.0	70.8	10.9	3	18.4
11	91.8	20.4	70.2	12.0	-3	19.5
12	90.8	20.8	70.8	11.2	0	18.8

No. 7 ~ No. 12 は、それぞれ、希土類元素 (La - Ce), Ca, Zr, Ta 及び Al 添加材であるが、これらの元素添加により靱性が向上する。特に希土類元素の添加が靱性向上に有効である。La - Ce のほか Y 添加材についても調べ、著しい靱性向上効果のあることを確認している。

また、O₂ を 100 ppm 以下にすることにより約 12 kg/mm² 以上の高い強度が得られ、特に 80 ppm 以下で 15 kg/mm² 以上で、更に 40 ppm 以下で 18 kg/mm² 以上の高いクリープ破断強度が得られる。

538 °C, 10⁵ 時間クリープ破断強度は、Ni 量が増加するにつれて低下傾向を示し、特に、Ni 量が 2 % 以下では約 11 kg/mm² 以上の強度を示す。特に、1.9 % 以下では 12 kg/mm² 以上の強度を有する。

Ni 量が 1.52 ~ 2.0 % を含むものの Mn/Ni 又は (Si + Mn)/Ni 比との関係を調べた結果、Mn/Ni 比が 0.12 以下、Si + Mn/Ni 比が 0.04 ~ 0.18 で 2.5 kg-m 以上の高い衝撃値を示すことが分った。

本発明に係る鋼のオーステナイト化温度は 870 ~ 1000 °C が好ましい。高い靱性と高いクリープ破断強度を得るには 870 ~ 1000 °C が好ましい。焼戻し温度は高い靱性とクリープ破断強度を得るに 610 °C ~ 700 °C が好ましい。

引張、衝撃及び切欠クリープ破断試験結果から、靱性は温度 20 °C で試験した V ノッチシャルピー衝撃吸収エネルギーで示した。クリープ破断強度はラルソンミラー法で求めた 538 °C, 10⁵ h 強度で示した。表から明らかなように本発明材は、室温の引張強さが 88 kg/mm² 以上、0.2 % 耐力 70 kg/mm² 以上、FATT 40 °C 以下、衝撃吸収エネルギーが加熱前後でいずれも 2.5 kg-m 以上及びクリープ破断強度が約

12 kg/mm² 以上と高く、高中低圧一体型タービンロータとしてきわめて有用であると言える。特に、33.5 インチ長翼を植設するタービンロータ材としては約15 kg/mm² 以上の強度を有するものがよい。

更に、(Ni/Mo) 比が1.25以上及び(Cr/Mo) 比が1.1以上、又は(Cr/Mo) 比が1.45以上、及び(Cr/Mo) 比が $[-1.11 \times (Ni/Mo) + 2.78]$ によって求められる値以上とすることにより全体を同じ熱処理とすることにより538℃、10⁵ 時間クリープ破断強度が12 kg/mm² 以上の高い強度が得られる。

第10図は本発明に係る高中低圧一体型ロータシャフト3の形状である。本実施例のロータシャフトは第7表に示す合金組成の鍛鋼をアーク溶解炉にて溶解後、取鍋に注湯し、次いで取鍋の下部よりArガスを吹き込み真空精錬して、造塊した。次いで、900～1150℃で最大直径1.7 m、長さ約8 mに鍛造し、高圧側16を950℃、10時間、中圧・低圧側17を880℃、10時間加熱保持した後、中心部で約100℃/hとなるようにシャフトを回転しながら水噴霧冷却又は水中に浸漬させて行った。次いで高圧側116を650℃で40時間、中圧・低圧側117を625℃で40時間加熱保持の焼戻しを行った。このロータシャフト中心部より試験片を切り出しクリープ破断試験、Vノッチ衝撃試験（試験片の断面積0.8 cm²）、引張試験を行った。第8表は試験結果を示すものである。

尚、図に示すように高圧側116及び中圧・低圧側117の各ブレードの植込み部18の軸方向の幅と間隔は前述のとおりである。19は軸受の部分、20はカップリングである。

第 7 表

C	S i	M n	P	S	N i	C r	M o	V	F e
0.23	0.01	0.20	≤ 0.005	≤ 0.005	1.80	2.01	1.20	0.27	残部

(Sn \leq 0.010, Al \leq 0.008, Cu \leq 0.10, Sb \leq 0.005, As \leq 0.008, O₂ \leq 0.003)

第 8 表

		高 圧 部	低 圧 部
引張強さ (kg/mm ²)	R.B.	≥ 77.3	≥ 87.8
	C.C.	≥ 73.8	≥ 87.8
耐力 (kg/mm ²)	R.B.	≥ 59.7	≥ 72.0
	C.C.	≥ 56.2	≥ 72.0
伸び率 (%)	R.B.	≥ 14	≥ 17
	L.B.	≥ 17	≥ 17
	C.C.	≥ 14	≥ 17
絞り率 (%)	R.B.	≥ 40	≥ 50
	L.B.	≥ 45	≥ 50
	C.C.(L.B.)	≥ 40	≥ 50
衝撃値 (kg-m)	R.B.	≥ 0.82	≥ 6.22
	C.C.(R.B.)	≥ 0.69	≥ 4.83
遷移温度 (°C)	R.B.	≤ 121	≤ -1.0
	C.C.(R.B.)	≤ 135	≤ 10
クリープ破断強度	550°C, 30kg/mm ²	≥ 186 h	
	600°C, 20kg/mm ²	≥ 394 h	
	645°C, 10kg/mm ²	≥ 690 h	
熱 処 理	焼 入 り	950°C \pm 10°C (衝風冷却)	880°C \pm 10°C (水噴霧冷却)
	焼 戻 し	≥ 648 °C	≥ 590 °C

高圧部の動翼部及び静翼部における直径は各段において同一であり、中圧部から低圧部においては動翼部では徐々に直径が大きくなり、中圧部初段から4段までは静翼部での直径は同じ、4段～6段間での静翼部での直径は同じ、6段～8段までの静翼部での直径は同じで、後段になるにつれて直径が大きくなった。

また、最終段の翼植込部の軸方向幅は翼部長さに対し0.3倍であり、0.28～0.35倍とするのが好ましい。

ロータシャフトはその最終段での翼部直径が最も大きく、その直径は翼部長さの1.72倍であり、1.60～1.85倍とするのが好ましい。

更に、軸受間長さは最終段ブレードにおける翼部先端間の直径に対して1.65倍であり、1.55～1.75倍とするのが好ましい。

本実施例では発電機により10～20万KWの発電ができる。本実施例におけるロータシャフトの軸受32の間は約520cm、最終段ブレードにおける外径316cmであり、この外径に対する軸間比が1.65である。この軸受間の長さは発電出力1万KW当り0.52mである。

また、本実施例において、最終段ブレードとして40インチを用いた場合の外径は365cmとなり、この外径に対する軸受間比が1.43となる。これにより発電出力20万KWが可能であり、1万KW当りの軸受間距離が0.26mとなる。

これらの最終段ブレードの長さに対するロータシャフトのブレード植込み部の外径との比は33.5" ブレードでは1.70及び40" ブレードでは1.71である。

本実施例は蒸気温度566℃に対しても適用でき、その圧力を121, 169及び224 atg とする場合にも適用できる。

単機出力の増加は、最終段動翼の翼長を増大し、蒸気流量を増す必要

がある。例えば、最終段動翼の翼長を26インチを越える33.5インチ長翼にすると環帯面積が1.7倍程度増える。したがって、従来出力100MWから170MWに、さらに40インチまで翼長を長くすれば、単機出力を2倍以上に増大することができる。

30インチ以上40インチクラスの長翼を使用する場合、引張強さ88kg/mm²以上の材料が好ましい。

さらに、30インチ以上の長翼を取付ける高中低圧一体型蒸気タービンロータ材としては、高圧側の高温破壊に対する安定性確保の点から538℃、10⁴hクリープ破断強度15kg/mm²以上、低圧側の脆性破壊に対する安全性確保の点から室温の衝撃吸収エネルギー2.5kg-m(3kg-m/cm²)以上が好ましい。

ロータシャフトの焼入れ方法として、以下の方法によって行うことができる。

(イ) 各素体を940℃に均一に加熱した後、18段の蒸気タービンにおいては高圧部および中圧部に相当する部分又は14段の蒸気タービンにおいては高圧部分を、実体のタービンロータ素体を強制空冷した場合の中心部冷却速度を想定した25℃/hの冷却速度で冷却し、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を、噴水又は水中冷却した場合の中心部冷却速度を想定した50℃/hの冷却速度で冷却して、冷却速度に差異を設けた焼入れする方法(均一加熱・偏差冷却)。

(ロ) タービンロータ素体を(イ)と同様に高圧部および中圧部に相当する部分又は高圧部を970℃、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を930℃に加熱し、その後、実体のタービンロータ素体を噴水又は水中冷却した場合の中心部冷却速度を想定した50℃/hの冷却速度で冷却して、焼入れする方法(偏差加熱・均一冷却)。

(ハ) タービンロータ素体を (イ) と同様に高圧部および中圧部に相当する部分又は高圧部を 970°C 、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を 930°C に加熱し、さらに、高・中圧部に相当する部分又は高圧部を、実体のタービンロータ素体を強制空冷した場合の中心部冷却速度を想定した $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の冷却速度で冷却し、低圧部又は中圧・低圧部に相当する部分を、噴水冷却した場合の中心部冷却速度を想定した $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の冷却速度で冷却して、焼入れする方法 (偏差加熱・偏差冷却)。各素体は、焼入れの冷却として水槽の中に浸漬させるとともに水を攪拌させる方法によって行うこともでき、その焼入れ後に、 650°C で 20 時間の焼戻しを施す。

熱処理後の供試鋼の材料試験結果から本発明法によれば、従来法に比べて、高圧部では高温クリープ強度が向上し、低圧部では靱性が向上している。また、本発明法中では、偏差加熱・偏差冷却及び均一加熱・偏差冷却より偏差加熱・均一冷却による方法が顕著な効果が得られる。

(2) ブレード

高温高圧側の 3 段の長さが約 40mm で、重量で $\text{C } 0.20 \sim 0.30\%$ 、 $\text{Cr } 10 \sim 13\%$ 、 $\text{Mo } 0.5 \sim 1.5\%$ 、 $\text{W } 0.5 \sim 1.5\%$ 、 $\text{V } 0.1 \sim 0.3\%$ 、 $\text{Si } 0.5\%$ 以下、 $\text{Mn } 1\%$ 以下及び残部 Fe からなるマルテンサイト鋼の鍛鋼で構成した。

中圧部は低圧側になるに従って徐々に長さが大きくなり、重量で $\text{C } 0.05 \sim 0.15\%$ 、 $\text{Mn } 1\%$ 以下、 $\text{Si } 0.5\%$ 以下、 $\text{Cr } 10 \sim 13\%$ 、 $\text{Mo } 0.5\%$ 以下、 $\text{Ni } 0.5\%$ 以下、残部 Fe からなるマルテンサイト鋼の鍛造で構成した。

最終段として、60 サイクルに対して翼部長さ 35 インチでは、一周で約 90 本あり、重量で $\text{C } 0.08 \sim 0.18\%$ 、 $\text{Mn } 1\%$ 以下、 Si

0.25% 以下, Cr 8~13%, Ni 2.0~3.5%, Mo 1.5~3.0%, V 0.05~0.35%, N 0.02~0.10%, Nb 及び Ta の一種以上を合計量で 0.02~0.20% を含むマルテンサイト鋼の鍛造によって構成した。特に、本実施例では実施例 1 の第 1 表の No. 2 の合金を用いた。また、この最終段にはステライト板からなるエロージョン防止のシールド板が溶接によってその先端で、リーディングエッジ部に設けられる。またシールド板以外に部分的な焼入れ処理が施される。更に、50 サイクルには 43 インチ以上の翼部長さのものが同様のマルテンサイト鋼の鍛造材が用いられる。

これらのブレードは各段で 4~5 枚をその先端に設けられた突起テノンのかしめによる同材質からなるシュラウド板によって固定される。

第 9 表は高低圧一体型蒸気タービン用長翼材に係る 12% Cr 鋼の化学組成 (重量%) を示すものである。試料 No. 1~No. 6 はそれぞれ 150 kg 真空高周波溶解し、1150℃ に加熱し鍛造して実験素材とした。試料 No. 1 は、1000℃ で 1 h 加熱後油焼入れ (冷却速度 100℃/分以上) により室温まで冷却し、次いで、570℃ に加熱し、2 h 保持後室温まで空冷した。No. 2 は、1050℃ で 1 h 加熱後油焼入れにより室温まで冷却し、次いで、570℃ に加熱し 2 h 保持後室温まで空冷した。試料 No. 3~No. 7 は、1050℃ で 1 h 加熱後油焼入れにより室温まで冷却し、次いで、560℃ に加熱し 2 h 保持後室温まで空冷し (1 次焼戻し)、更に 580℃ に加熱し 2 h 保持後室温まで炉冷した (2 次焼戻し)。

第9表

No.	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	Ni-Mo	$\frac{Nb}{C}$	$C+Nb$	$\frac{Nb}{N}$	$\frac{V}{C+Nb}$
1	0.12	0.15	0.75	11.5	2.60	1.70	—	0.36	—	0.03	0.90	—	—	—	0.30
2	0.28	0.28	0.71	11.6	0.73	1.10	1.12	0.21	—	0.04	—	—	—	—	—
3	0.14	0.04	0.16	11.4	2.70	2.10	—	0.26	0.08	0.06	0.60	0.57	0.22	1.33	0.350
4	0.13	0.04	0.15	11.5	2.50	2.40	—	0.28	0.10	0.05	0.10	0.77	0.23	2.0	0.370
5	0.13	0.06	0.15	11.4	2.65	3.10	—	0.25	0.11	0.06	-0.45	0.85	0.22	1.83	0.365
6	0.14	0.04	0.17	11.4	2.61	3.40	—	0.26	0.10	0.06	-0.79	0.71	0.24	1.67	0.370
7	0.14	0.04	0.30	11.5	2.60	2.30	—	0.27	0.10	0.07	0.30	0.71	0.24	1.43	0.375

第 9 表において、No. 3, 4 及び 7 は本発明材、No. 5 及び No. 6 は比較材、No. 1 及び 2 は、現用の長翼材である。

第 10 表はこれら試料の室温の機械的性質を示す。本発明材 (No. 3, 4 及び 7) は、蒸気タービン用長翼材として要求される引張強さ (120 kgf/mm^2 以上又は 128.5 kgf/mm^2 以上) 及び低温靱性 (20°C Vノッチシャルピー衝撃値 4 kgf-m/cm^2 以上) を十分満足することが確認された。

これに対し、比較材の No. 1, No. 5 及び 6 は、蒸気タービン用長翼に使用するには、引張強さと衝撃値とで示される両方又はいずれかの値が低い。比較材 No. 2 は、引張強さ及び靱性が低い。No. 5 は、衝撃値が 3.8 kgf-m/cm^2 と若干低く、 $43''$ 以上に対しては 4 kgf-m/cm^2 以上の要求に若干不足である。

第 10 表

試料 No.	引 張 強 さ (kgf/mm^2)	伸 び (%)	絞 り (%)	衝 撃 値 (kgf-m/cm^2)
1	114.4	19.0	60.1	8.0
2	114.6	18.6	59.7	1.2
3	132.5	21.0	67.1	5.2
4	134.9	20.8	66.8	4.8
5	137.0	18.5	59.8	3.8
6	118.7	21.1	67.3	5.2
7	133.5	20.1	60.4	5.1

本実施例においては Ni と Mo 量とは同等の含有量で含有させることによって低温における強度と靱性とをともに高めるものであり、両者の含有量の差が大きくなるに従って強度が低下する傾向を示す。Ni 量が

Mo量より0.6%以上少なくなると急激に強度が低下し、逆に1.0%以上多くなることによっても急激に強度が低下する。従って、(Ni-Mo)量が-0.6~1.0%が高い強度を示す。(Ni-Mo)量は-0.5%付近で衝撃値が低下するがその前後では高い値を示す。0.1~0.5%が好ましい。

試料No.3の引張強さ及び衝撃値に及ぼす熱処理条件(焼入れ温度及び2次焼戻し温度)の影響を見ると、焼入れ温度は975~1125℃、1h焼戻し550~560℃で行った後、2次焼戻し温度は560~590℃である。表に示すように、長翼材として要求される特性(引張強さ $\geq 128.5 \text{ kgf/mm}^2$, 20℃ノッチシャルピー衝撃値 $\geq 4 \text{ kgf-m/cm}^2$)を、満足することが確認された。

本発明に係る12%Cr鋼は特に、C+Nb量が0.18~0.35%で(Nb/C)比が0.45~1.00、(Nb/N)比が0.8~3.0が好ましい。C+Nb量は0.19~0.29%, より0.21~0.27%又はC+V/2+Nb量は0.33~0.43%, より0.35~0.41%が好ましい。

全試料とも全焼戻しマルテンサイト組織を有し、各試料の平均結晶粒径は粒度番号(GS No.)で5.5~6.0である。また、(Nb/C)比は0.5~1.0, (Nb/N)比は1.3~2.0が好ましい。更に、(Mn/Ni)比は0.11以下, より0.04~0.10が好ましい。

0.2%耐力と引張強さとの関係を示す線図から本発明に係る材料は特に、0.2%耐力(y)が36.0に引張強さ(x)を0.5倍した値を加えた値以上とするものが好ましい。0.2%耐力と0.02%耐力との関係を示す線図から本発明に係る材料は特に0.2%耐力(y)が58.4に0.02%耐力(x)を0.54倍した値を加えた値以上とす

るものが好ましい。

第 1 1 図は翼部長さが 1 0 9 2 mm (4 3 ") である最終段ブレードの斜視図である。4 1 は、高速蒸気が突き当たる翼部、4 2 はロータシャフトへの植込部、4 3 は翼の遠心力を支えるためのピンを挿入するピン穴、4 4 は蒸気中の水滴によるエロージョンを防止するためのエロージョンシールド (C o 基合金のステライト板を溶接で接合) 、4 7 はカバーである。本実施例においては全体一体の鍛造後に切削加工によって形成されたものである。尚、カバー 4 7 は機械的に一体に形成することもできる。

4 3 " 長翼は、エレクトロスラグ再溶解法により溶製し、鍛造後・処理を行ったものである。鍛造は 8 5 0 ~ 1 1 5 0 ° C の温度範囲内で、熱処理は実施例 1 に示した条件 (焼入 : 1 0 5 0 ° C , 1 次焼戻し : 5 6 0 ° C , 2 次焼戻し : 5 8 0 ° C) で行った。第 9 表の No. 7 はこの長翼材の化学組成 (重量 %) を示す。この長翼の金属組織は全焼戻しマルテンサイト組織であった。

第 9 表の No. 7 には室温引張及び 2 0 ° C V ノッチシャルピー衝撃値を示す。本 4 3 " 長翼の機械的性質は、要求される特性、引張強さ 128.5 kgf / mm² 以上、2 0 ° C V ノッチシャルピー衝撃値 4 kgf - m / cm² 以上を有し、十分満足することが確認された。

第 1 2 図は本実施例におけるエロージョンシールド (重量で、C 1.0 % , S i 0.6 % , M n 0.6 % , C r 2 8 % , W 1.0 % , 残 C o からなるステライト合金) 4 4 を電子ビーム溶接又は T I G 溶接 5 6 によって接合した状態を示す断面と斜視図である。図に示すようにエロージョンシールド 4 4 は表と裏側との 2 個所で溶接される。ブレード先端部はその翼部と一体に形成したコンティニュアスカバー 5 7 が設けられる。

第 1 1 表

試験片 採取位置	引張強さ (kgf/mm^2) ≥ 128	0.02%耐力 (kgf/mm^2) ≥ 88	伸び (%) ≥ 13 (L方向)	絞り (%) ≥ 30	衝撃値 ($\text{kgf}\cdot\text{m}$) ≥ 3.45	FATT ($^{\circ}\text{C}$)	疲労眼 (kgf/mm^2)	疲労眼 ／ 引張強さ
ダブテイル部	132	97	16.7	65	8.8	-14	69	0.52
翼プロファイル 根部	132	98	16.2	67	9.5	-22	74	0.56

第11表は25℃での長翼材の機械的特性を示すものである。

(3) 静翼7には、高圧の3段までは動翼と同じ組成のマルテンサイト鋼が用いられるが、他には前述の中圧部の動翼材と同じものが用いられる。

(4) ケーシングには、内部ケーシング14と外部ケーシング15があり、内部ケーシングは重量でC 0.15~0.3%, Si 0.5% 以下, Mn 1%以下, Cr 1~2%, Mo 0.5~1.5%, V 0.05~0.2%, Ti 0.1% 以下のCr-Mo-V 鋼が用いられる。

発電機により10~20万KWの発電ができる。本実施例におけるロータシャフトの軸受62の間は約520cm、最終段ブレードにおける外径316cmであり、この外径に対する軸間比が1.65である。発電容量として10万KWが可能である。この軸受間の長さは発電出力1万KW当り0.52mである。

また、本実施例において、最終段ブレードとして40インチを用いた場合の外径は365cmとなり、この外径に対する軸受間比が1.43となる。これにより発電出力20万KWが可能であり、1万KW当りの軸受間距離が0.26mとなる。

これらの最終段ブレードの長さに対するロータシャフトのブレード植込部の外径との比は33.5" ブレードでは1.70及び40" ブレードでは1.71である。

本実施例によれば、回転部の構造材を全て熱膨脹係数の小さいフェライト鋼で構成されるとともにそれを被い、タービンノズル、コンプレッサノズルを支持する全体が同じ熱膨脹係数を有するフェライト鋼で構成されるので、起動時停止時での急速な対応が出来、熱効率の向上に寄与するものである。

本実施例では前述のガスタービンと蒸気タービンとを一軸に結合して発電したものであるが、発電のHHV効率は50%以上である高いコンバインド発電プラントが得られた。

本実施例では蒸気温度を566℃としても適用でき、その圧力を121, 169及び224atgの各々の圧力でも適用できる。

〔実施例2〕

第13図は実施例1の水蒸気冷却に代えてクローズド空気冷却方式を有する空気圧縮型3段タービンのタービン上半部の断面構造である。本実施例におけるタービン構造の基本構造及び材料構成は実施例1とほぼ同じものである。

本実施例における空気冷却方式は初段ブレード51及び第2段ブレード52が実施例1の水蒸気冷却と同じ冷却通路を有しており、更に第2段ノズル82及び第3段ノズル83の冷却は実施例1と同様の冷却流路を有している。初段ノズルの冷却は初段ブレード及び2段ブレードの冷却と同じ圧縮機によって圧縮され、ケーシング80の内側から抽気し、クーラー67によって冷却するとともにブースター65によって圧縮された空気によって行われる。初段ノズル81及びブレード51, 52を冷却した空気はケーシング80内に放出される。

タービン部を出た燃焼ガスは排熱回収ボイラ(HRSG)に送られ、それにより水蒸気を作る。

本実施例における初段ノズル81は冷却孔を有し、外周側サイドウォール側より冷却空気が入り、複数の冷却孔が設けられたベーンを通り、内周側サイドウォールを通してケーシング80内に放出される構造を有する。

本実施例ではタービンディスク11, 12, タービンスタブシャフト,

タービンスタッキングボルトを実施例1に示した全焼戻しマルテンサイト鋼を使用し、タービンディスク13に重量で、C 0.05～0.2%，Si 0.5%以下，Mn 1%以下，Cr 8～13%，Ni 3%以下，Mo 1.5～3%，V 0.05%～0.3%，Nb 0.02～0.2%，N 0.02～0.1%及び残部が実質的にFeからなる全焼戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼を用いる。この耐熱鋼として実施例5の第10表に示すものを用いた。後述するように、450℃，10⁵h クリーブ破断強度が50kgf/mm²以上，20℃Vノッチシャルピー衝撃値が7kgf-m/cm以上であり、高温ガスタービン用材として必要な強度を十分満足する。また、これらのマルテンサイト鋼はフェライト系の結晶構造を持つが、フェライト系材料は、Ni基合金のようなオーステナイト系材料に比べて熱膨張率が小さい。タービンディスクにNi基合金を用いるよりも耐熱鋼を使用する本実施例の方が、熱効率が高く、更にディスク材の熱膨張率が小さいディスクに発生する熱応力を低減し、亀裂の発生、破壊を抑制できる。他各部の材料及び構造は実施例1と同じである。

コンプレッサーブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

以上の構成によって、総合的により信頼性が高くバランスされたガスタービンが得られ、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃，初段タービンブレードのメタル温度が900℃，ガスタービンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。

第14図は実施例1と同様にガスタービン1台と高中低圧一体型蒸気タービンと各々に発電機を備えた組合せの多軸型コンバインドサイクル発電システムを示す構成図である。本実施例におけるガスタービンは前

述の通りであり、圧縮機で圧縮された空気はそれを冷却する空気予冷器（I. C）を通り、更にその空気を圧縮するブースト圧縮機（B. C）を通して前述の経路によってブレード（動翼）とノズル（静翼）とを冷却し、その冷却に用いた空気は暖められて燃焼器に用いられる。本実施例における燃焼ガス温度は1500℃以上であり、排ガス温度は600℃以上で、前述と同様に脱硝装置（DeNO_x）が設けられた排熱回収ボイラ（HRSG）により530℃以上の水蒸気が発生する。530℃以上の水蒸気は高中低圧一体型蒸気タービンの高圧部（HP）に入り、高圧部（HP）より出た水蒸気は再びHRSGの先頭部に入って再加熱され、HPの入口温度と同じ温度に加熱されて中圧部（IP）から低圧部（LP）へと流入して、復水器に入り、次いでHRSG後段部に入って再加熱されて530℃以上になってHP部に入る経路を有する。

本実施例におけるガスタービン及び高中低圧一体型蒸気タービンの構成は実施例1とほぼ同様のものである。本実施例においてはガスタービンが20～30万KW及び蒸気タービンが10～20万KWを有し、プラントのHHV効率が50%以上得られる。また複数台のガスタービン及び蒸気タービンにより全体で70～100万KWの発電が可能である。本実施例では多軸型としたものであるが、ガスタービンと蒸気タービンとを一軸で直結し、発電機1台で発電する方式にも実施できる。また、本実施例では蒸気温度は538℃（1000°F）及び566℃（1050°F）に適用可能であるが、更に593℃（1100°F）に対しては高中低圧一体型ロータシャフトとして本発明に係るタービンディスクに用いた8～12.5重量%Crを含有するマルテンサイト鋼が好ましい。

本実施例ではタービンは3段のものであるが、4段に対しても本実施例の蒸気タービンとの組合せに同様に適用できる。4段に対しては初段

及び２段目のブレード及びノズルを本実施例と同様に材料及び冷却を行い、３段及び４段を本実施例の３段と同様に材料及び冷却を行うことが出来る。

本実施例によれば、実施例１と同様にガスタービンにおいては、急速に起動と停止ができることからより高い熱効率を得られ、発電のHHV効率は５０％以上を有するコンバインド発電プラントが得られる。

〔実施例３〕

第１５図は前述のガスタービンから出た排ガスを排熱回収ボイラ（HRSG）に供給して発生し、その水蒸気によって前述の様にガスタービンを冷却するとともに蒸気タービンとして高圧蒸気タービン（HP）、中圧蒸気タービン（IP）及び低圧蒸気タービン（LP）に分割された蒸気タービンを備えたコンバインドサイクル発電システムの構成図である。本実施例は実施例１と異なるのは蒸気タービンを高圧、中圧及び低圧蒸気タービンに分けて構成するとともに、高圧部と中圧部とを一体のロータシャフトとし、低圧部は別の組成のロータシャフトによって構成した点である。水蒸気の入口温度はHP及びIPが同じ温度で入り、５３８℃又は５６６℃で実施され、LPではその入口温度は約３００℃となる。HPから出た蒸気は排熱回収ボイラにて加熱され、IPに入る。蒸気タービンにおけるHP及びIPは一軸の一体のロータシャフトからなり、LPとはロータシャフト材は異なった材料が用いられる。HPとIPのロータシャフトには第３表のNo. １の材料及びLPには第３表のNo. ２の材料が用いられる。本実施例でのLPの最終段ブレードは実施例１と同様に翼部長さが４３インチの１２％Cr系マルテンサイト鋼が用いられる。ケーシングはHPとIPで一車室及びLPで一車室の二車

室によって構成される。I P から出た水蒸気はH R S G から出た約300℃の水蒸気とともに左右対称のタービン構造を有するL P の中心部に流入される。本実施例におけるガスタービンの構成は実施例1とほぼ同じであり、ガスタービン及び蒸気タービンの出力はいずれも実施例1と同様であり、発電のH H V 効率は50%以上得られる。

〔実施例4〕

本実施例は実施例1～3のガスタービンに代えて以下の要件を有するものである。

ガスタービンの初段ブレード51は、Ni基超合金の単結晶鑄造物であり、重量でCr 6～8%、Mo 0.5～1%、W 6～8%、Re 1～4%、Al 4～6%、Ta 6～9%、Co 0.5～10%、Hf 0.03～0.13%、および残部不可避の不純物とNiからなる合金で構成する。初段ブレードは翼部130mm、その全長は約220mmである。この単結晶鑄造物の10⁵時間14kgf/mm²の耐用温度は930℃～940℃であり、内部に複雑な空気冷却孔を設けており運転中は圧縮空気により冷却する。冷却方式はクローズド方式、冷却構造はスタッガードリブ方式である。ブレードの表面には、重量でAl 2～5%、Cr 20～30%、Y 0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金層を非酸化性減圧雰囲気下でプラズマ溶射によって50～150μmの厚さに設け耐食性を高めた。本単結晶鑄造物は1250～1350℃で固溶化処理後、1000～1100℃及び850～950℃での2段階時効処理を行い、一辺が1μm以下の長さのγ'相を50～70体積%で析出させたものである。

第2段ブレード52および第3段ブレード53は重量で、Cr 12～16%、Mo 0.5～2%、W 2～5%、Al 2.5～5%、Ti 3～

5%, Ta 1.5 ~ 3%, Co 8 ~ 10%, C 0.05 ~ 0.15%, B 0.005 ~ 0.02%、および残部不可避の不純物とNiからなるNi基超合金で構成する。これらのブレードは通常の鑄造により得られる等軸晶組織を有する。第2段ブレードは内部冷却孔を有しており、圧縮空気により冷却する。これらの材料の10°時間14 kgf/mm²の耐用温度は840℃~860℃である。ブレード表面には、CrあるいはAlの拡散コーティングを施し、耐食性を高めた。これらのNi基合金は前述と同様に熱処理が施される。

初段ノズル81には重量で、Cr 24 ~ 30%, Ni 8 ~ 12%, W 6 ~ 9%, Ti 0.1 ~ 0.4%, Co 8 ~ 10%, C 0.2 ~ 0.4%, B 0.005%以下, Fe 1.0%以下, Zr 1.0%以下, Nb 0.3%以下, Hf 1.0%以下, Ta 2.0%以下、および残部不可避の不純物とCoからなるCo基超合金の普通鑄造材（等軸晶組織）を用いる。この合金の10°時間6 kgf/mm²の耐用温度は900℃~910℃である。冷却は、クローズド方式のインピンジ冷却である。初段ノズルの外表面の火炎に接する部分には、遮熱コーティング層が設けられる。これは、微細な柱状晶からなり、微細な直径50 ~ 200 μmのマクロな柱状晶の中に直径10 μm以下の柱状晶を有する2重構造の柱状晶組織を有するY₂O₃安定化ジルコニア層を蒸着によって100 ~ 200 μmの厚さに設け、ベース金属とジルコニア層との間の結合層とからなる。該結合層は重量でAl 2 ~ 5%, Cr 20 ~ 30%, Y 0.1 ~ 1%を含み残部Ni又はNi + Coからなる合金からなる溶射層である。合金層は耐食性を向上させる効果も併せもつ。本鑄造材は1150 ~ 1200℃で溶体化処理後、820 ~ 880℃で1段時効処理の熱処理が施される。

第2段ノズル25および第3段ノズル27には重量で、Cr 21 ~

2.4%, Co 1.8~2.3%, C 0.05~0.20%, W 1~8%, Al 1~2%, Ti 2~3%, Ta 0.5~1.5%, B 0.05~0.15%、および残部不可避の不純物とNiからなる合金Ni基超合金で構成する。これらのノズルは通常の鑄造により得られる等軸晶組織である。特に遮熱コーティング層を設ける必要はないが、第2段ノズルには耐食性を高めるためにCrあるいはAlの拡散コーティングを施す。それぞれ内部冷却孔を有しており、圧縮空気により冷却される。これらの材料の10⁵時間6 kgf/mm²の耐用温度は840℃~860℃である。本鑄造材においても同様の熱処理が施される。

本実施例ではタービンディスク11, 12に実施例1で用いた全焼戻しマルテンサイト鋼を用いた。また、タービンディスク13には、重量で、C 0.05~0.2%, Si 0.5%以下, Mn 1%以下, Ni 3%以下, Cr 8~13%, Mo 1.5~3.0%, V 0.05~0.3%, Nb 0.02~0.10%及びN 0.02~0.10%を含む全焼戻しマルテンサイト鋼を用いた。このものの具体例は実施例2と同様であり、その特性は、450℃, 10⁵h クリープ破断強度が50 kgf/mm²以上であり、高温ガスタービン用材として必要な強度は十分満足する。

コンプレッサーブレードは17段で、得られる空気圧縮比は1.8である。使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

以上の構成によって、前述と同様に総合的により信頼性が高く、高いバランスのガスタービンが得られ、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃, 初段タービンブレードのメタル温度が920℃, ガスタービンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できるとともに、発電のHHV効率が50%以上である高いコンバインド発電プラントが得られる。

〔実施例 5〕

本実施例は実施例 1～3 のガスタービンに代えて以下の要件を有するものである。

本実施例におけるガスタービンの初段ブレード 51 は、実施例 1 とほぼ同じ構造を有し、Ni 基超合金の一方向凝固柱状晶鋳物であり、重量で Cr 5～16%，Mo 0.3～2%，W 2～9%，Al 2.5～6%，Ti 0.5～5%，Ta 1～4%，Co 8～10%，C 0.05～0.15%，B 0.005～0.02%、および残部不可避の不純物と Ni からなる Ni 基超合金で構成する。初段ブレードの全長は約 220mm である。この一方向凝固柱状晶鋳物の 10° 時間 14 kgf/mm² の耐用温度は 890～900℃であることから、材料のメタル温度を下げるための遮熱コーティング層が実施例 1 と同様に設けられる。一方向凝固は翼部側より順次ダブティルにわたって行われ、柱状晶によって構成される。柱状晶の直径は 2～10mm で、翼部は小さく、シャंक部からは大きくなっている。一方向凝固鋳造物は 1200～1280℃で溶体化処理を施した後、1000～1150℃及び 800～950℃での 2 段時効処理が施され、一辺の長さで 2 μm 以下の γ' 相を 50～70 体積%析出される。特に 60～65 体積%析出させるのが好ましい。

第 2 段ブレード 52、第 3 段ブレード 53 には、実施例 1 と同様のものを用いる。

初段ノズル 81 は、実施例 1 と同様の合金を使用するが、遮熱コーティング層は以下の構造を有する。表面部から基材に向かい順番に、Y₂O₃、安定化ジルコニア溶射層、合金層、セラミックスと合金の混合層、合金層の 4 層構造をもち、遮熱、熱応力緩和、耐食性の機能をもつ。該結合層は重量で Al 2～5%，Cr 20～30%，Y 0.1～1% を含み残

部Ni又はNi+Coからなる合金からなる。

第2段ノズル25および第3段ノズル27も実施例1と同様、重量で、Cr21～24%、Co18～23%、C0.05～0.20%、W1～8%、Al1～2%、Ti2～3%、Ta0.5～1.5%、B0.05～0.15%、および残部不可避の不純物とNiからなるNi基超合金で構成する。特に遮熱コーティング層を設ける必要はないが、第2段ノズルには耐食性を高めるために重量でAl2～5%、Cr20～30%、Y0.1～1%を含み残部Ni又はNi+Coからなる合金からなり合金層を設ける。それぞれ内部冷却孔を有しており、圧縮空気により冷却される。これらの材料の10⁵時間6kgf/mm²の耐用温度は840℃～860℃である。

本実施例ではタービンディスク11、タービンスタブシャフト34、タービンスタッキングボルトに実施例1で用いたマルテンサイト鋼を用い、タービンディスク12、13には実施例2と同様に重量で、C0.05～0.2%、Si0.5%以下、Mn1%以下、Cr8～13%、Ni3%以下、Mo1.5～3%、V0.05～0.3%、Nb0.02～0.2%、N0.02～0.1%及び残部が実質的にFeからなる全焼戻しマルテンサイト組織を有する耐熱鋼を用いた。

コンプレッサブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。使用燃料として、天然ガス、軽油が使用される。

本実施例のマルテンサイト鋼は、Ni基合金のようなオーステナイト系材料に比べて熱膨脹率が小さい。タービンディスクにNi基合金に比較し耐熱鋼を使用する本実施例の方が、ディスク系の熱膨脹率が小さいので、スタート時から熱効率が低い発電ができる。また、熱応力を低減し、亀裂の発生、破壊を抑制できる。

以上の構成によって、前述と同様に総合的により信頼性が高く、より高いバランスを有するガスタービンが得られ、初段タービンノズルへのガス入り口温度が 1350°C 、初段タービンブレードのメタル温度が 850°C 、ガスタービンの排ガス温度は 600°C であり、定常運転までの時間が短かく、そのわずかな時間の短縮がスタート・ストップの頻度の激しいガスタービンではきわめて熱効率の向上に重要なものである。

発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。

また、発電のHHV効率が50%以上であるコンバインド発電プラントが得られる。

〔実施例6〕

第16図は本発明に係るガスタービンの空気冷却系統とタービン回転部の断面図である。タービン回転部の構成は第2図とほぼ同一である。図示されていないが本実施例におけるガスタービンの主な構成は空気圧縮機、燃焼器及びタービンを有する。更に、詳細な部品としてタービンスタブシャフト、タービンスタッキングボルト、タービンスペーサ、ディスタントピース、コンプレッサーディスク、コンプレッサーブレード、コンプレッサースタッキングボルト、コンプレッサースタブシャフト、タービンディスクを有し、コンプレッサーディスクが17段、タービンブレードが3段である。4段に対しても同様に実施できる。

本実施例では、第16図の矢印で示した空気の流れに示すように圧縮機にて圧縮された空気を用いて各部品が冷却される。初段ノズル81、第2段ノズル82では空気は外側のサイドウォールより流入し、翼部より排出される。2段ノズルは内側のサイドウォールに渡って冷却される。第3段ノズル83では空気は外側のサイドウォールより流入し、内側の

サイドウォールより出てスペーサ部分より外側に排出される。初段ブレード51は圧縮された空気がタービンディスク11の中心部からその側壁を通り、スペーサ18部分を通して、ブレード内部に設けられた冷却孔を通してその先端と翼部のトレーリング部より排出されることによりブレード及びディスクがともに冷却される。ブレードにおいてはシールフィンより燃焼ガスが内部に流入しないように空気が流される。第2段ブレード52も同様にタービンディスク12からスペーサ18を通してブレード内部に設けられた冷却孔を通して先端部より排出され、冷却される。第3段ブレード53には冷却孔はないが、タービンディスク13の中心部からその側壁を通り、シールフィンを通してこれらを冷却しながら燃焼ガスとともに排熱回収ボイラに入り、そこで水蒸気が形成され、蒸気タービンの動力源となる。

本実施例におけるタービンディスク11, 12, 13に用いる材料として第12表に示す組成(重量%)の試料をそれぞれ20kg溶解し、1150℃に加熱し鑄造して実験素材とした。この素材に、1150℃で2h加熱後衝風冷却を行い、冷却温度を150℃で止め、その温度より580℃で2h加熱後空冷の2次焼戻しを行い、次いで605℃で5h加熱後炉冷の2次焼戻しを行った。

熱処理後の素材からクリーブ破断試験片、引張試験片及びVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し実験を供した。衝撃試験は熱処理のまま材料を500℃, 1000時間加熱脆化材について行った。この脆化材はラルソン・ミラーのパラメータより450℃で10⁵時間加熱されたものと同等の条件である。

第 1 2 表

No.	組 成 (重量%)										
	C	S i	M n	C r	N i	M o	V	N b	N	M n / N i	F e
1	0.12	0.01	0.24	11.5	2.75	2.0	0.20	0.07	0.05	0.08	残部
2	0.10	0.02	0.38	11.8	2.09	2.0	0.29	0.05	0.07	0.18	〃
3	0.10	0.09	0.71	12.0	2.41	1.9	0.29	0.04	0.06	0.30	〃
4	0.08	0.15	0.82	11.9	1.62	2.5	0.27	0.06	0.07	0.51	〃
5	0.09	0.09	0.84	11.8	2.10	2.3	0.35	0.05	0.07	0.40	〃
6	0.10	0.04	0.15	10.9	2.51	2.4	0.19	0.06	0.06	0.06	〃

第 1 3 表はこれら試料の機械的性質を示す。No. 1 及び 6 は、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される 4 5 0℃, 1 0⁵ h クリープ破断強度 (> 5 0 kg/mm²) 及び脆化処理後の 2 5℃ V ノッチシャルピー衝撃値 [4 kg-m (5 kg-mcm²) 以上] を十分満足することが確認された。M n / N i 比が 0.1 2 以上の高い鋼 (試番 3 ~ 7) の機械的性質を見ると、クリープ破断強度は高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される値を満足できるが、脆化後の V ノッチシャルピー衝撃値は 3. 5 kg-m 以下と低いものであった。

第13表

No.	引張強さ (kg/mm ²)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	450℃破断強度 (kg-mm ²)
1	112.8	93.7	20.9	63.8	54.5
2	112.0	93.3	19.6	60.1	55.1
3	113.5	94.3	19.5	59.9	54.1
4	110.7	92.9	19.5	59.7	55.2
5	111.7	93.6	19.8	60.2	54.3
6	113.9	95.3	24.8	61.1	58.1

(Mn/Ni) 比が0.11以下で脆化が急激に改善され、4kg-m (5kg-m/cm²) 以上となり、更に0.10以下で6kg-m (7.5kg-m/cm²) 以上の優れた特性が得られる最も好ましいものであった。しかし、Mnは脱酸剤及び脱硫剤として欠かせないものであり、0.05～0.20% とするのが好ましい。また、脆化後の衝撃値はNi量が2.1% 以下ではMn量を減らすことにより衝撃値が若干向上するが、Ni量2.1% を越えた含有量とすることによりMnを減らすことによる効果が顕著である。特に、Ni量が2.4% 以上で、効果が大きい。

更に、Mn量が0.7% 付近ではNi量によらず衝撃値の改善は得られないが、Mn量を0.6% 以下にすればMn量が低いほどNi量が2.4% 以上で衝撃値の高いものが得られる。特に0.15～0.4% のMn量では2.2% 以上のNi量で顕著に向上し、2.4% 以上で6kg-m (7.5kg-m/cm²) 以上、更に2.5% 以上のNi量では(7kg-m/cm²) 以上の高い値が得られる。

450℃×10⁵h クリープ破断強度は、Ni量が2.5% 付近まで

は強度はほとんど影響はないが、3.0%を越えると50kg/mm²を下回り、目標とする強度が得られない。尚、Mnは少ない方が強度が高く、0.15~0.25%付近で最も強化され、高い強度が得られる。

第12表のNo.1の化学組成とほぼ同一の鋼の溶解をカーボン真空脱酸法にて行い、鍛造後、1050℃で2h加熱後、150℃の油中に焼入れし、次いでその温度から520℃で5h加熱後空冷及び590℃で5h加熱後炉冷の焼戻しを行った。このディスクは外径1000mm、厚さ200mmであり、熱処理後図に示す形状に機械加工したものである。このディスクをタービンディスク11, 12, 13に用いた。中心部には冷媒が通る貫通穴が設けられており、更に、スタッキングボルト54の挿入用孔が設けられる。本ディスクの特性は前述と同様に脆化後の衝撃値は8.0kg-m (10kg/cm²) 及び450℃×10⁵時間クリープ破断強度は55.2kg/mm²であり、優れた特性を有していた。

第14表は本実施例のガスタービンの各部材に用いた材料組成(重量%)を示すものである。尚、第12表に示す材料はディスタントピース、コンプレッサディスク最終段側、タービンスペーサ、タービンスタッキングボルトに用いることができる。いずれの鋼もエレクトロスラグ再溶解法により溶製し、鍛造・熱処理を行った。鑄造は850~1150℃の温度範囲内で、熱処理は第14表に示す条件で行った。これら材料の顕微鏡組織は、No.10~15が全焼戻しマルテンサイト組織、No.14及びNo.15が全焼戻しベーナイト組織であった。No.10はディスタントピース及びNo.11最終段のコンプレッサーディスクに使用し、前者は厚さ60mm×幅500mm×長さ1000mm、後者は直径1000mm、厚さ180mm、No.7はディスクとして直径1000mm×厚さ180mmに、No.12はスペーサとして外径1000mm×内径400mm×厚さ

100mmに、No. 13はタービン、コンプレッサーのいずれかのスタッキングボルトとして直径40mm×長さ500mm、No. 13の鋼を用い同様にディスタントピースとコンプレッサーディスクとを結合するボルトも製造した。No. 14及び15はそれぞれタービンスタブシャフト及びコンプレッサースタブシャフトとして直径250mm×長さ300に鍛伸した。更に、No. 14の合金をコンプレッサーディスク6の13～16段に使用し、No. 15の鋼をコンプレッサーディスク6の初段から12段まで使用された。これらはいずれもタービンディスクと同様の大きさに製造した。試験片は熱処理後、試料の中心部分から、No. 13を除き、軸（長手）方向に対して直角方向に採取した。この例は長手方向に試験片を採取した。

第 1 4 表

実 施 例 鋼 種	組 成 (%)										熱 処 理
	C	S i	M n	C r	N i	M o	V	N b	N	F e	
1 0 (デイスタントピース)	0.10	0.40	0.70	11.56	1.98	1.98	0.20	0.08	0.06	残部	1050℃×5h0Q 550℃×15hAC 600℃×15hAC
1 1 (コンプレッサードイスク)	0.10	0.05	0.65	11.49	1.70	2.04	0.19	0.08	0.06	"	1050℃×8h0Q 550℃×20hAC 600℃×20hAC
1 2 (タービンスペーサ)	0.09	0.07	0.59	11.57	2.31	2.22	0.18	0.09	0.06	"	1050℃×3h0Q 550℃×10hAC 600℃×10hAC
1 3 (タービンスタッキングボルト)	0.10	0.03	0.69	11.94	1.86	2.25	0.21	0.15	0.05	"	1050℃×1h0Q 550℃×2hAC 600℃×2hAC
1 4 C r M o V 鋼	0.26	0.25	0.79	1.09	0.41	1.25	0.23	—	—	"	975℃×8hWQ 665℃×25hAC 665℃×25hAC
1 5 N i C r M o V 鋼	0.20	0.21	0.36	1.51	2.78	0.62	0.10	—	—	"	840℃×8hWQ 635℃×25hAC 635℃×25hAC

第 1 3 表はその室温引張、20℃Vノッチシャルピー衝撃およびクリープ破断試験結果を示すものである。450℃×10⁵h クリープ破断強度は一般に用いられているラルソン-ミラー法によって求めた。

本発明のNo. 10～13 (12Cr鋼)を見ると、450℃、10⁵h クリープ破断強度が51kg/mm²以上、20℃Vノッチシャルピー衝撃値が7kg-m/cm²以上であり、高温ガスタービン用材料として必要な強度を十分満足することが確認された。

次にスタブシャフトのNo. 14及び15 (低合金鋼)は、450℃クリープ破断強度は低い、引張強さが86kg/mm²以上、20℃Vノッチシャルピー衝撃値が7kg-m/cm²以上であり、スタブシャフトとして必要な強度 (引張強さ \geq 81kg/mm²、20℃ノッチシャルピー衝撃値 \geq 5kg-m/cm²)を十分満足することが確認された。

第 1 5 表

実施例 鋼 種	引 張 強 さ (kg/mm ²)	0.02%耐力 (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	衝 撃 値 vE ₂₀ (kg-m/cm ²)	10 ⁵ hクリープ 破断強度(kg/mm ²)	
						450℃	
10	112.0	79.3	19.8	60.1	8.7	51.1	
11	111.7	79.5	20.1	59.3	8.3	52.3	
12	114.3	81.2	19.5	62.5	7.2	51.3	
13	115.7	82.6	22.3	63.4	8.7	52.7	
14	86.4	—	26.7	68.8	7.5	32.2	
15	86.8	77.1	26.9	69.1	18.2	23	

ディスタントピースの温度及び最終段のコンプレッサーディスクの温度は最高450℃となる。前者は25～30mm及び後者は40～70mmの肉厚が好ましい。タービン及びコンプレッサディスクはいずれも中心に貫通孔が設けられる。タービンディスクには貫通孔に圧縮残留応力が形成される。

タービンプレード、ノズル、燃焼器ライナ、コンプレッサーブレード、ノズル、シュラウドセグメント、ダイヤフラムは第16表に示す各合金を用いた。

前述の様に、タービンディスクを冷却することによって強化に対して合金元素を低い含有量に押えたマルテンサイト鋼を使用できることから高い靱性を有するので、起動・停止運転に際して急速な起動と停止を行うことができ、起動停止時の時間を短縮できる。

以上の材料の組合わせによって構成した本発明のガスタービンは、定格出力150MW、定格回転数3600rpm、圧縮比3.7、初段ノズル入口のガス温度約1260℃で、34.5%の熱効率(LHV)が得られる。

第 1 6 表

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	B	W	Ti	その他
タービンブレード	0.15	0.11	0.12	15.00	残部	9.02	—	3.15	0.015	3.55	4.11	Zr0.05, Al5.00
タービンノズル	0.43	0.75	0.66	29.16	10.18	残部	—	—	0.010	7.11	0.23	Nb0.21, Zr0.15
燃焼器ライナ	0.07	0.83	0.75	22.13	残部	1.57	18.47	9.12	0.008	0.78	—	—
コンプレッサ ブレード, ノズル	0.11	0.41	0.61	12.07	0.31	—	残部	—	—	—	—	—
シュラウドセグメント	(1) 0.08	0.87	0.75	22.16	残部	1.89	18.93	9.61	0.005	0.85	—	—
	(2) 0.41	0.65	1.00	23.55	26.63	—	残部	—	—	—	0.25	Nb0.33
ダイヤモンド	0.025	0.81	1.79	19.85	11.00	—	—	—	1	—	—	—

また、本実施例のタービンディスク13を第17表に示すマルテンサイト鋼を用いることができる。

第17表

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N	Fe
1	0.11	0.20	0.70	1.67	11.70	3.03	0.20	0.101	残部
2	0.09	0.07	0.10	2.59	11.49	1.99	0.20	—	〃

本実施例記載のガスタービンに対し、実施例1に記載の高低圧一体型蒸気タービンとを組合せたコンバインド発電により、発電端熱効率は約47%であった。尚、高低圧一体型蒸気タービンの主な仕様は、蒸気温度が538℃、最終段動翼の翼部長さが33.5インチである。

産業上の利用可能性

本発明によれば、タービンノズル入り口温度1200～1650℃での各種温度のガスタービンに対し、タービンブレード、ノズル及びディスクを特定の材料構成と冷却を採用することにより、LHV表示で37%以上の高効率ガスタービンを得ることができる。更に、適切な材料からなるロータシャフト、最終段ブレードとの組合せからなる高中低圧一体型蒸気タービンと組合せによって発電のHHV熱効率50%以上のコンバインド発電システムが達成できる。

請 求 の 範 囲

1. 圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

前記タービンディスクを前記圧縮機によって圧縮された空気によって前記タービンディスクの胴部から前記タービンプレードに渡って冷却する空気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする発電用ガスタービン。

2. 圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

前記タービンディスクをその胴部から前記タービンプレードに渡り水蒸気によって冷却する水蒸気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする発電用ガスタービン。

3. 圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた3段以上のタービンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

初段タービンノズルへのガス入口温度が1200～1650℃であり、初段タービンノズル及び前記タービンディスクをその胴部から初段と第2段のタービンプレードに渡って前記圧縮機によって圧縮された空気を冷却器により冷却した空気によって冷却する空気冷却系統を有し、第2段及び第3段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却系統を有し、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする発電用ガスタービン。

4. 圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された3段以上のタ

ーピンブレードと、前記ターピンブレードに対応して設けられた3段以上のターピンノズルとを備えた発電用ガスタービンにおいて、

初段ターピンノズルへのガス入口温度が $1200\sim 1650^{\circ}\text{C}$ であり、初段ターピンノズル及び前記ターピンディスクをその胴部から初段と第2段のターピンブレードに渡って水蒸気によって冷却する蒸気冷却系統を有し、第2段及び第3段ターピンノズルを空気によって冷却する空気冷却系統を有し、前記ターピンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする発電用ガスタービン。

5. 前記ガス入口温度が $1200^{\circ}\text{C}\sim 1295^{\circ}\text{C}$ であり、前記マルテンサイト鋼は、重量で、C $0.05\sim 0.20\%$ 、Si 0.15% 以下、Mn 1.0% 以下、Ni $0.50\sim 3.0\%$ 、Cr $8.0\sim 13.0\%$ 、Mo $1.0\sim 4.0\%$ 、V $0.10\sim 0.40\%$ 及びN $0.025\sim 0.125\%$ を有することを特徴とする請求項3又は4に記載の発電用ガスタービン。

6. 前記ガス入口温度が、 $1300^{\circ}\text{C}\sim 1395^{\circ}\text{C}$ であり、前記マルテンサイト鋼は、重量で、C $0.05\sim 0.20\%$ 、Si 0.15% 以下、Mn 1.0% 以下、Ni $0.50\sim 3.0\%$ 、Cr $8.0\sim 13.0\%$ 、Mo $1.0\sim 4.0\%$ 、V $0.10\sim 0.40\%$ 、Nb $0.01\sim 0.20\%$ 及びN $0.025\sim 0.125\%$ を有することを特徴とする請求項3又は4に記載の発電用ガスタービン。

7. 前記ガス入口温度が、 $1400^{\circ}\text{C}\sim 1650^{\circ}\text{C}$ であり、前記マルテンサイト鋼は、重量で、C $0.05\sim 0.20\%$ 、Si 0.15% 以下、Mn 0.20% 以下、Ni $0.5\sim 3.0\%$ 、Cr $8.0\sim 13.0\%$ 、Mo $1.0\sim 4.0\%$ 、V $0.10\sim 0.40\%$ 、Nb $0.01\sim 0.20\%$ 、N $0.025\sim 0.125\%$ 及びCo $1.0\sim 5.0\%$ を有することを特徴とする請求項3又は4に記載の発電用ガスタービン。

8. 前記マルテンサイト鋼はW 0.2～2.0%及びB 0.0005～0.10%の1種以上を含むことを特徴とする請求項5～7のいずれかに記載の発電用ガスタービン。

9. 前記ガスタービンは初段ブレード及び初段ノズルの少なくとも一方が単結晶又は柱状晶Ni基合金よりなることを特徴とする請求項1～8のいずれかに記載の発電用ガスタービン。

10. 前記ガスタービンは、第2段及び第3段タービンブレードが一方向凝固柱状晶Ni基合金よりなることを特徴とする請求項1～9のいずれかに記載の発電用ガスタービン。

11. 前記ガスタービンは、初段タービンブレード及び初段タービンノズルが単結晶Ni基合金よりなり、第2段及び第3段タービンブレードの少なくとも一方は一方向凝固柱状晶Ni基合金よりなり、第2段及び第3段タービンノズルは等軸晶Ni基合金よりなることを特徴とする請求項1～8のいずれかに記載の発電用ガスタービン。

12. 高速で流れる燃焼ガスによって駆動されるガスタービンと、該ガスタービンの排ガスのエネルギーによって水蒸気を得る排熱回収ボイラと、高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記ガスタービンは請求項1～7のいずれかに記載の発電用ガスタービンによって構成されることを特徴とするコンバインド発電システム。

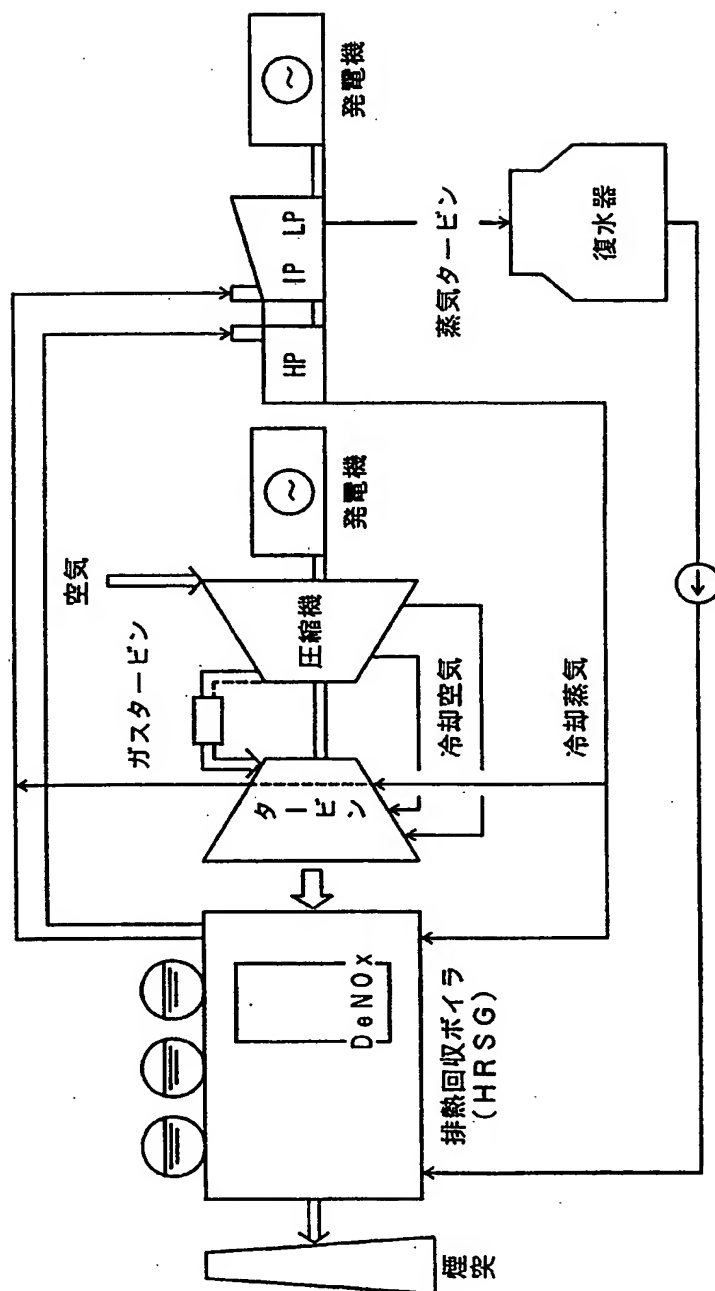
13. 高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記蒸気タービンの初段ノズル入口での蒸気温度及び前記ガスタービンの初段ノズル入口でのガス温度が、A点(515℃, 1200℃), B点(538℃, 1200℃), C点(593℃, 1650℃)及びD点(557℃, 1650℃)の各

点を結ぶ範囲内であり、前記ガスタービンは圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された３段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた３段以上のタービンノズル初段タービンノズル及び初段と第２段タービンプレードを前記圧縮機によって圧縮された空気を冷却器により冷却した空気によって冷却する空気冷却系統又は蒸気によって冷却する蒸気冷却系統を有し、第２段及び第３段タービンノズルを空気によって冷却する空気冷却系統を有することを特徴とするコンバインド発電システム。

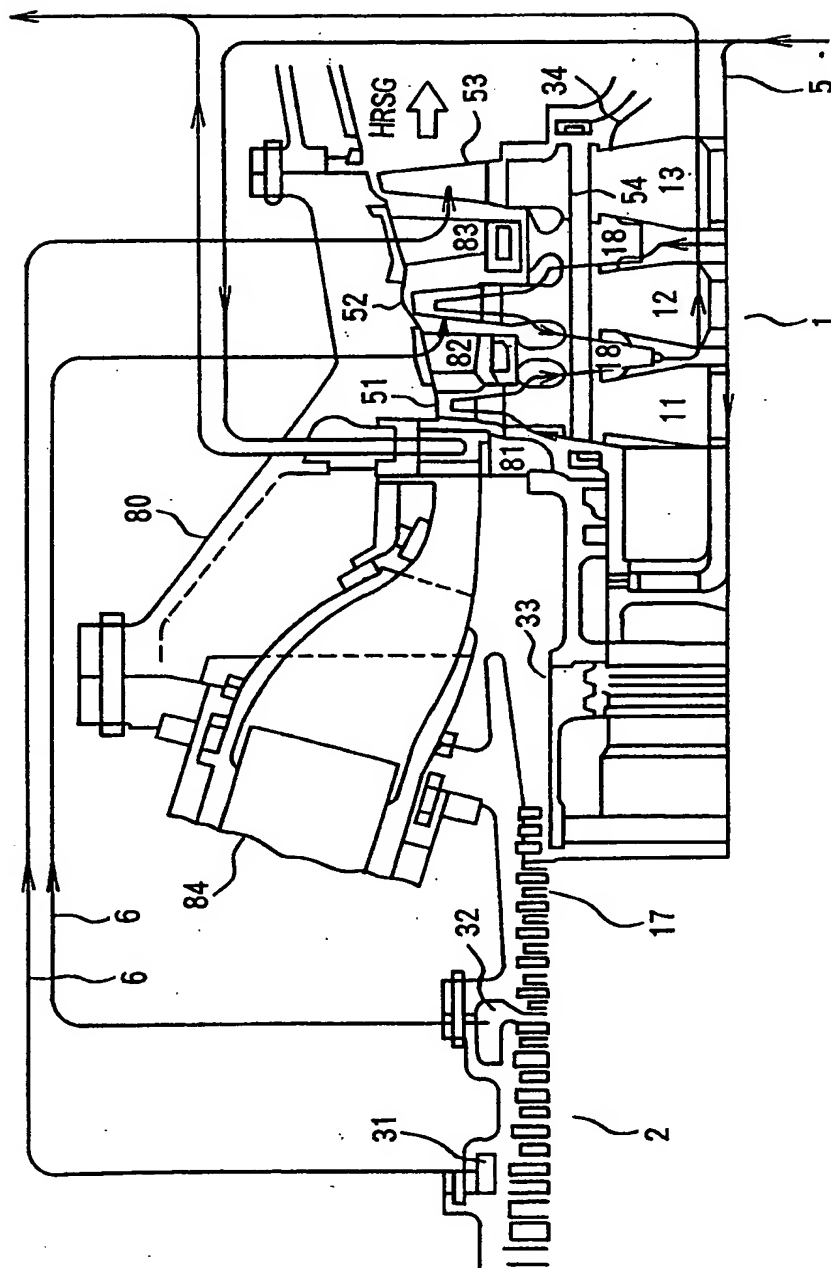
１４．高低圧一体型蒸気タービン及びガスタービンによって発電機を駆動するコンバインド発電システムにおいて、前記蒸気タービンの初段ノズル入口での蒸気温度が５００℃以上、前記ガスタービンの初段ノズル入口でのガス温度が１１００℃以上であり、前記ガスタービンは圧縮機と、燃焼器と、タービンディスクに固定された３段以上のタービンプレードと、前記タービンプレードに対応して設けられた３段以上のタービンノズルとを備え、前記タービンディスクはマルテンサイト鋼よりなることを特徴とするコンバインド発電システム。

１５．前記蒸気タービンの最終段ブレードはその翼部長さ（インチ）×回転数（rpm）が１２００００以上及びマルテンサイト鋼よりなることを特徴とする請求項９又は１０に記載のコンバインド発電システム。

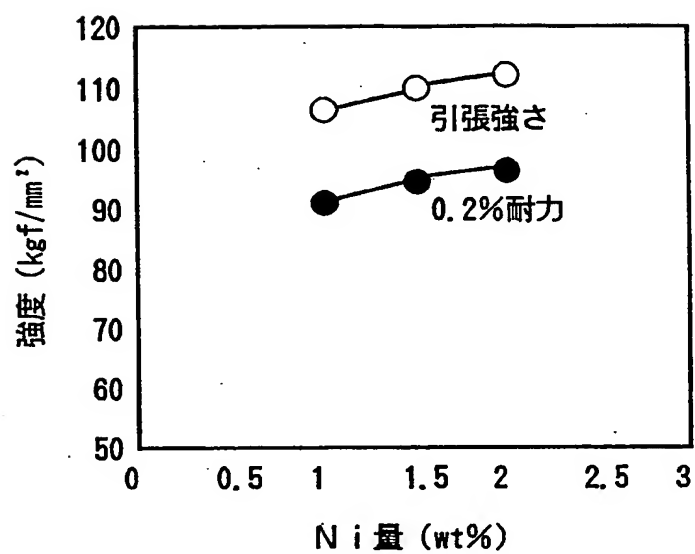
第1図



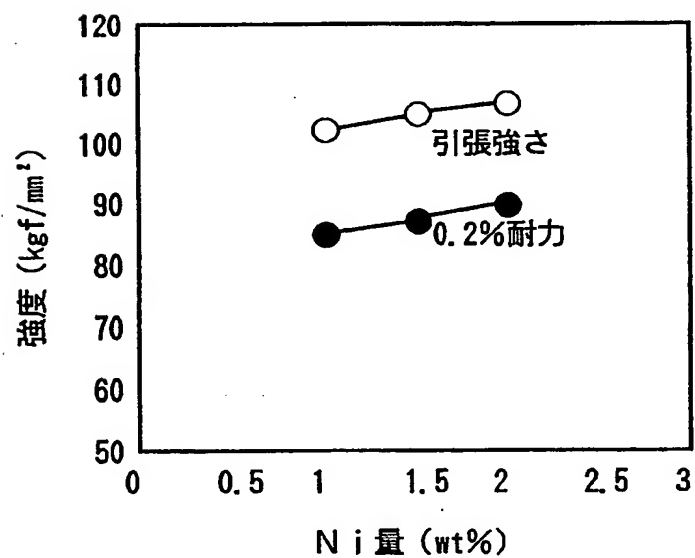
第 2 図



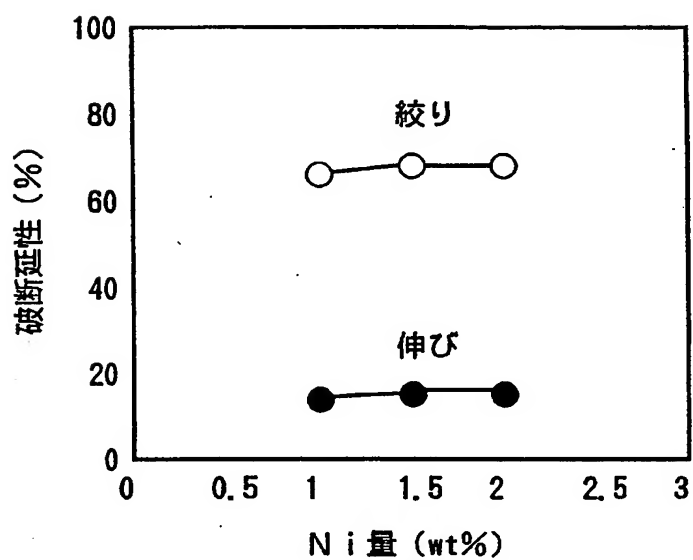
第3図



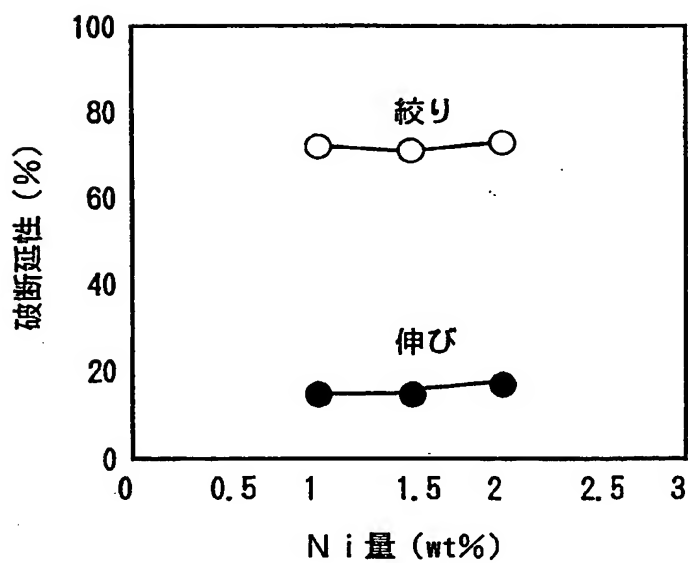
第4図



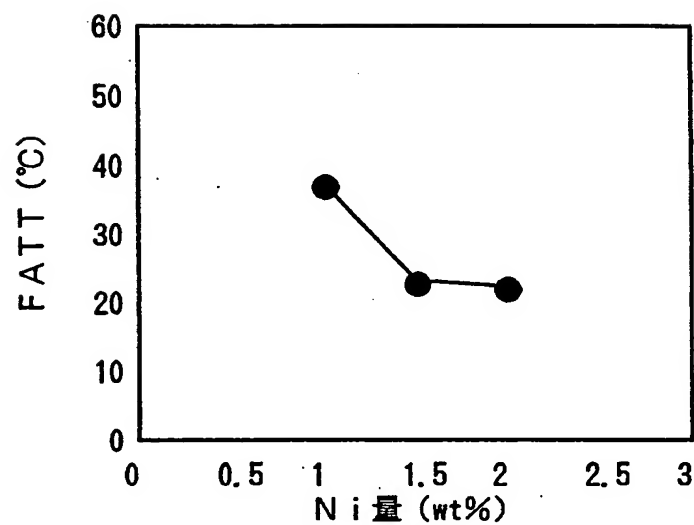
第5図



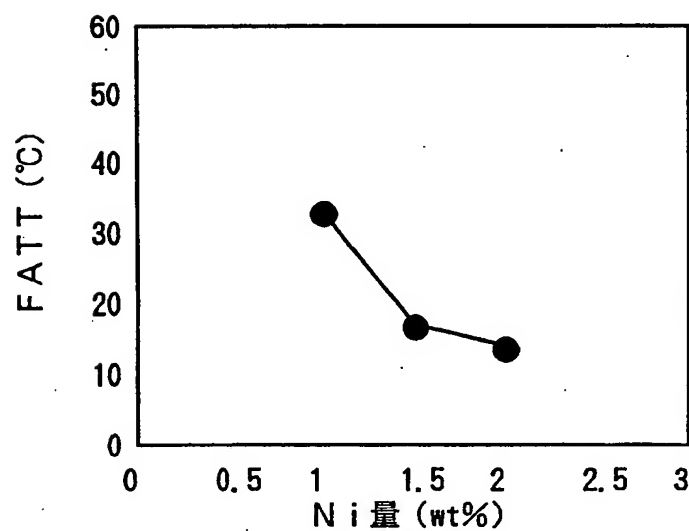
第6図



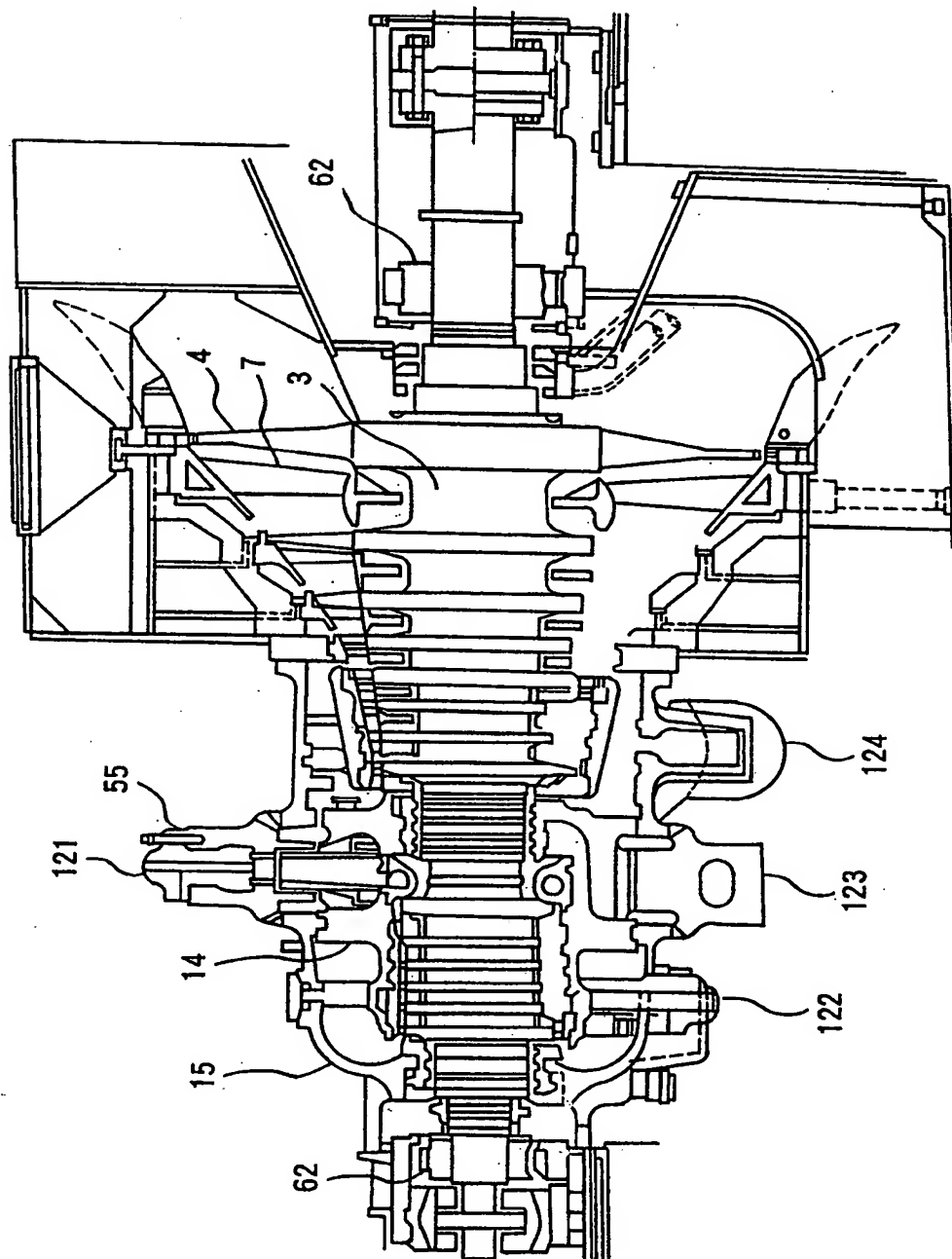
第 7 図



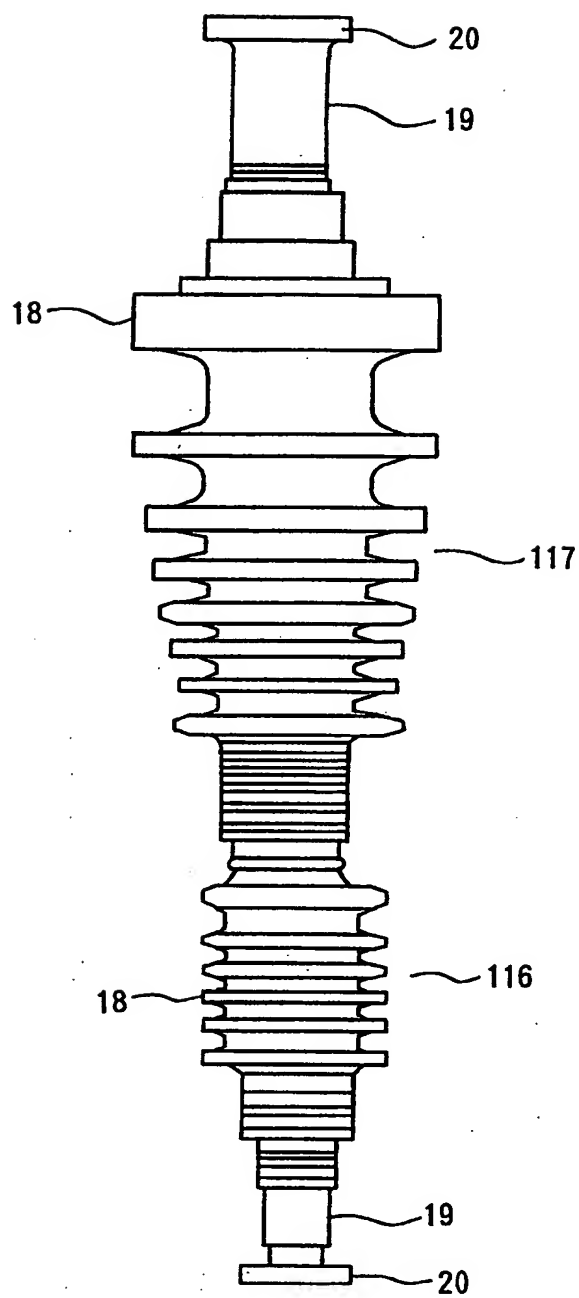
第 8 図



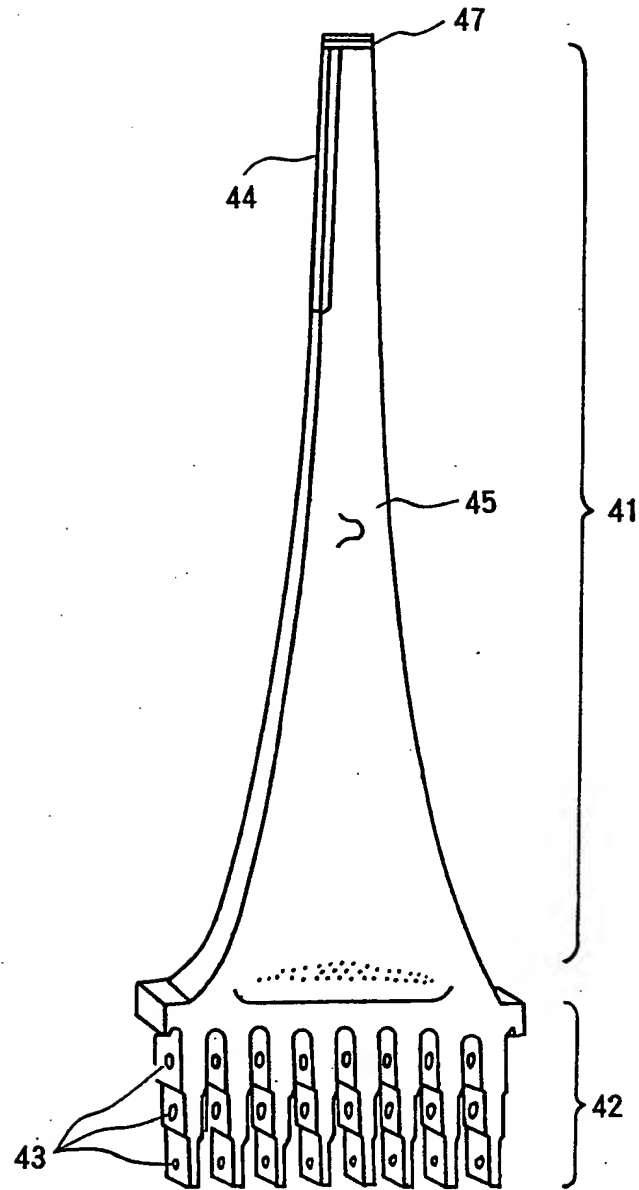
第 9 図



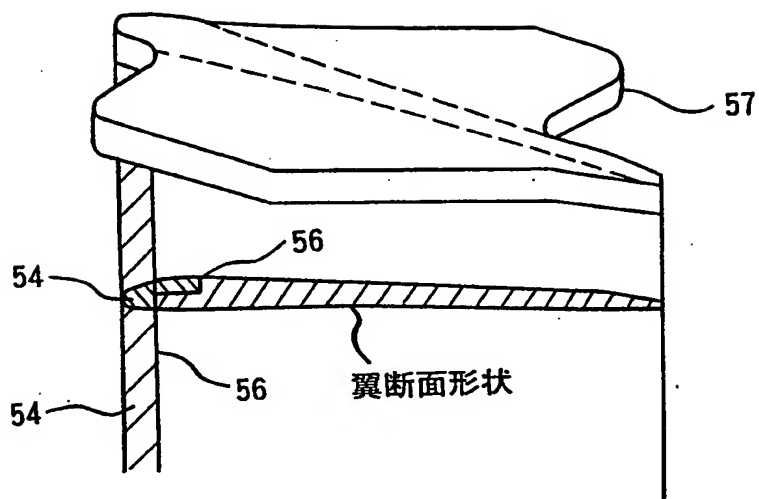
第10図



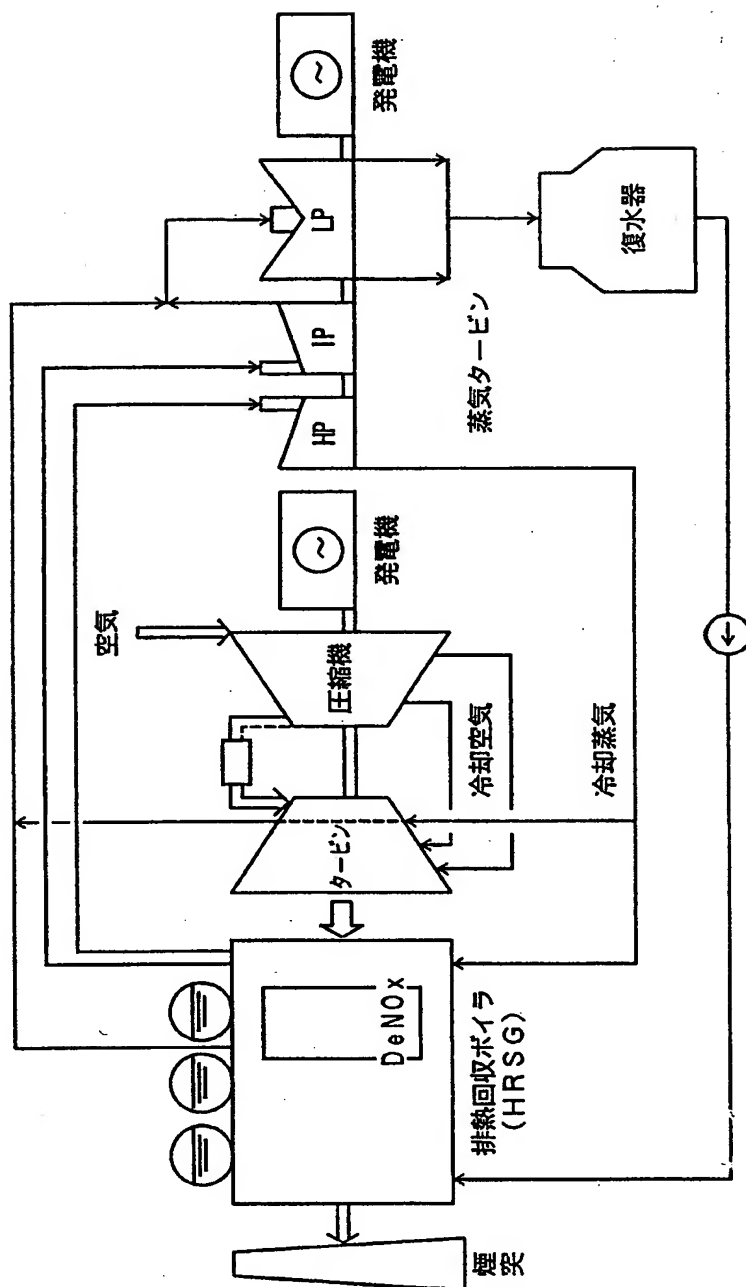
第11図



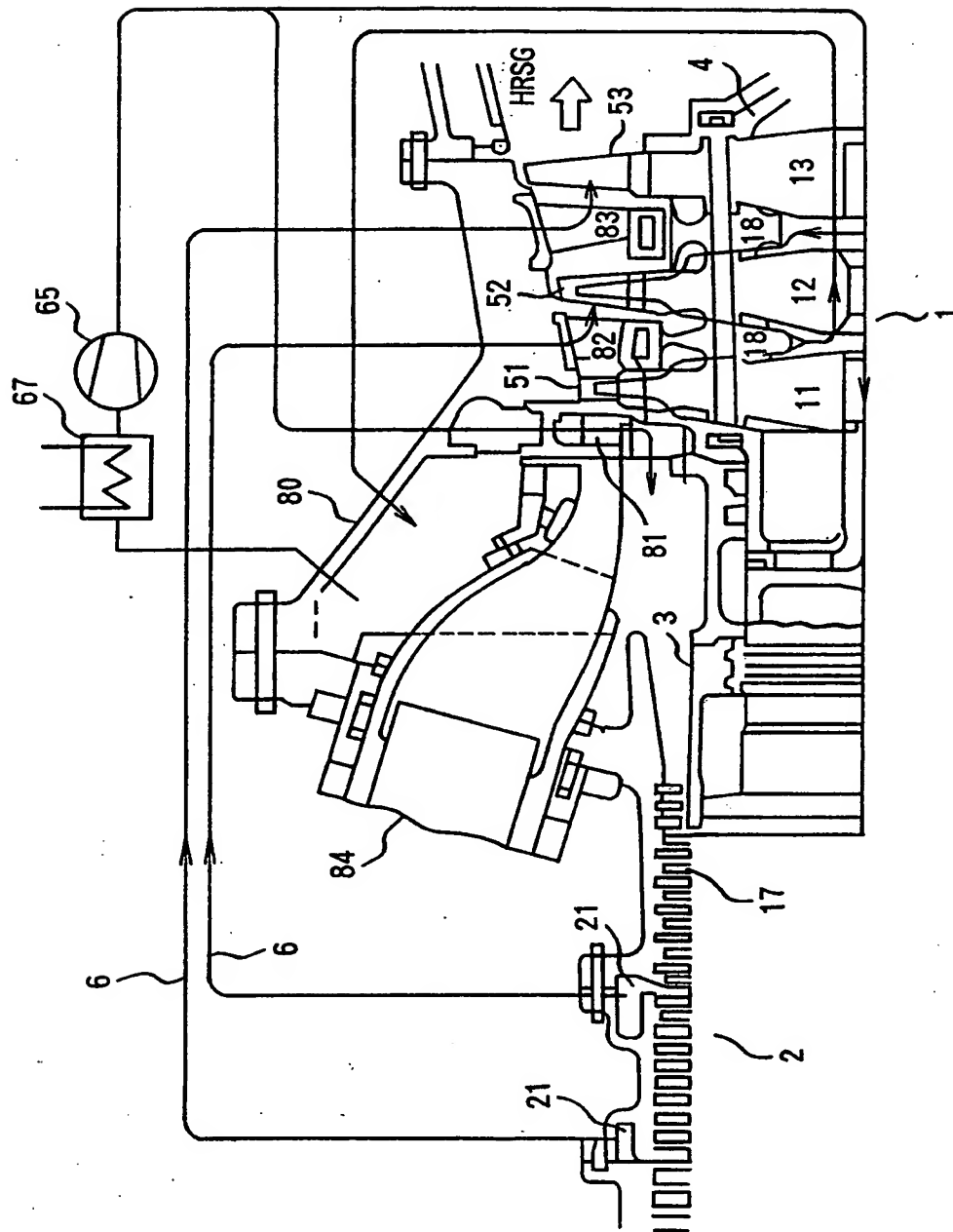
第12図



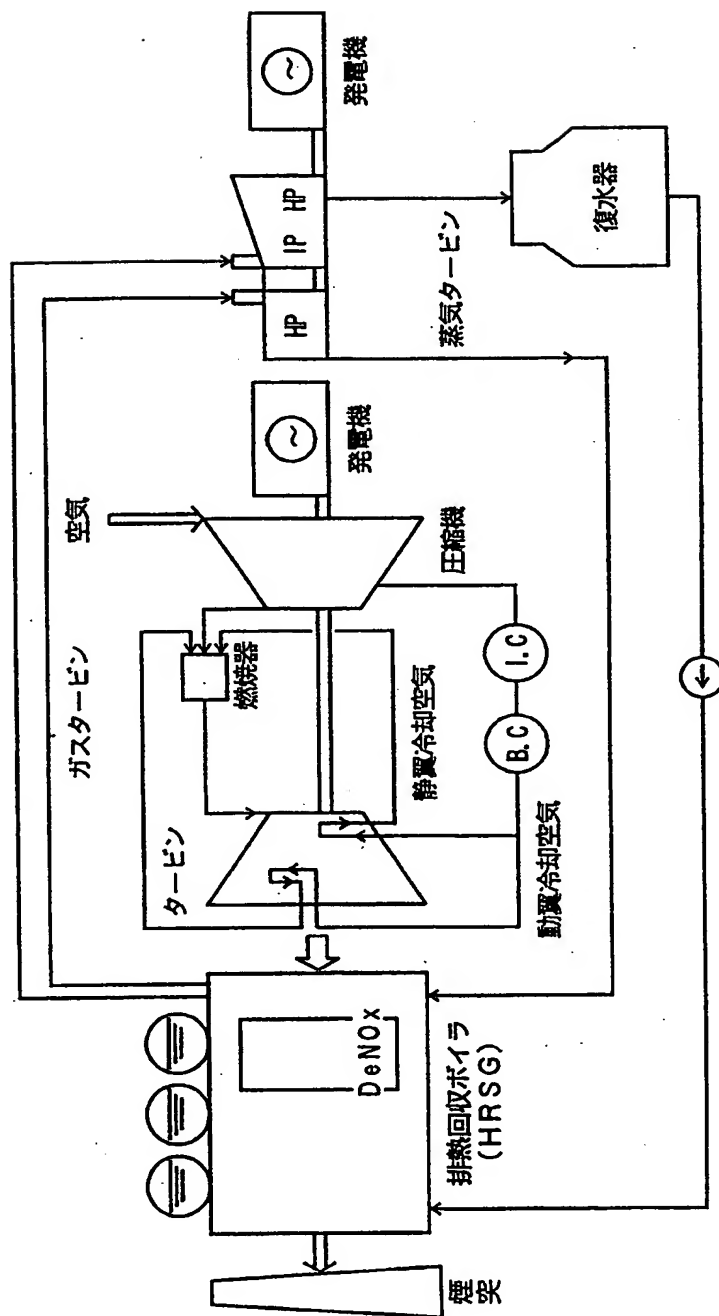
第13図



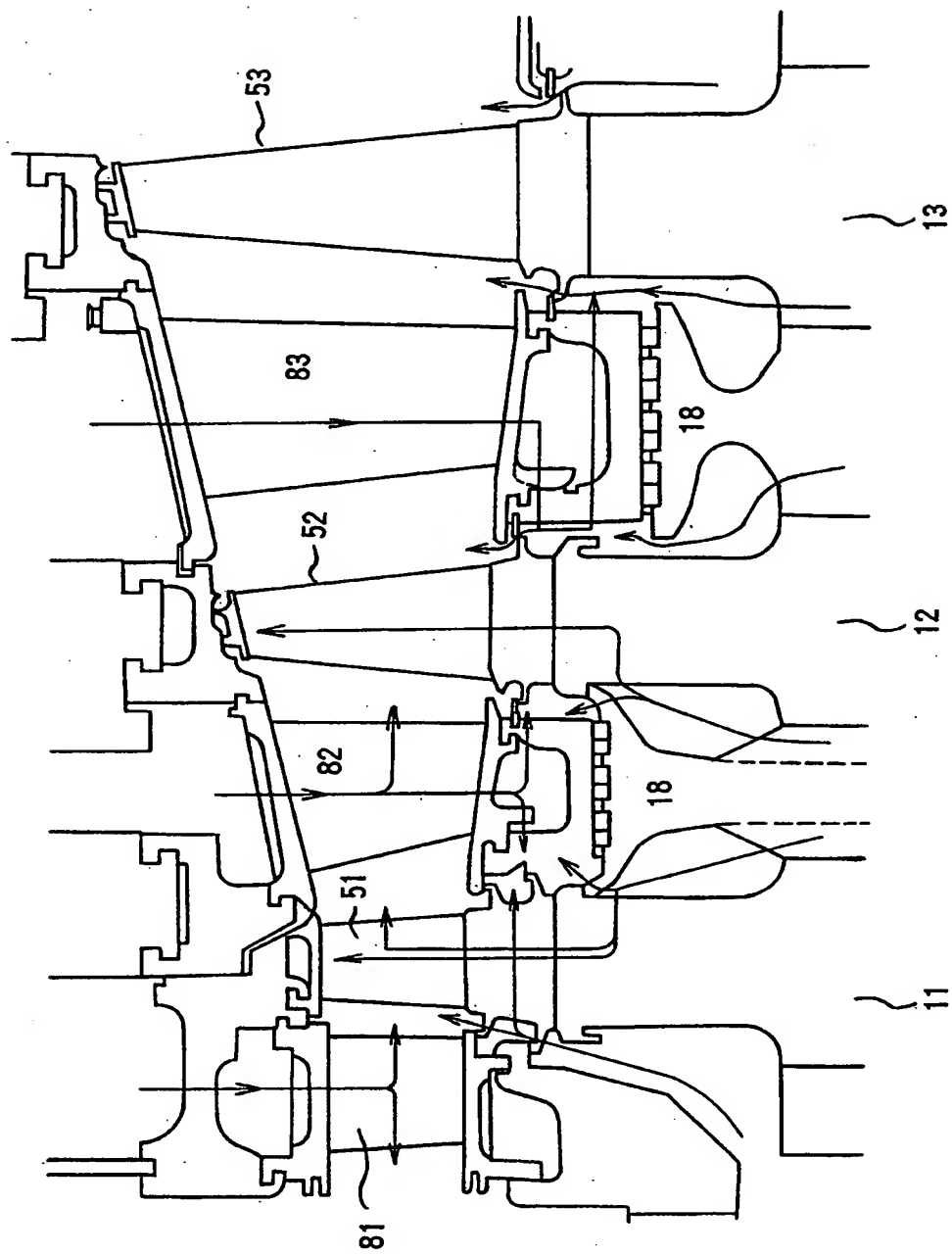
第14図



第15図



第16図



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP97/04609

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁶ F02C7/18, F01K23/10, C22C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl.⁶ F02C6/16, 7/16, 7/18, F01K23/10, C22C38/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1926-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-1997
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-1997	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-1997

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP, 07-324631, A (Hitachi, Ltd.), December 12, 1995 (12. 12. 95), Figs. 1 to 5 (Family: none)	1-6, 8-15
Y	JP, 07-301127, A (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), November 14, 1995 (14. 11. 95), Figs. 1 to 3 & EP, 684369, A	1-4, 12-15
Y	JP, 04-075133, U (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), June 30, 1992 (30. 06. 92), Fig. 1 (Family: none)	3, 4, 12, 13
Y	JP, 2544453, B2 (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.), July 25, 1996 (25. 07. 96), Fig. 1 (Family: none)	1-4, 13, 14

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
March 11, 1998 (11. 03. 98)Date of mailing of the international search report
March 24, 1998 (24. 03. 98)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP97/04609

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	"Course 3 by Thermal and New Nuclear Power Engineering Society Turbine and Generator (in Japanese)" edited by Thermal and New Nuclear Power Engineering Society (Tokyo) August 1995 (08. 95) p.47-108, p.154-194	1-6, 8-15
Y	"Course 10 by Thermal and New Nuclear Power Engineering Society Combined Cycle Power Generation (in Japanese)" edited by Thermal and New Nuclear Power Engineering Society (Tokyo) June 20, 1985 (20. 06. 85) p.31-96, p.115-132	1-6, 8-15
Y	Shoichi Kobata, "Cooling of Gas Turbine Blade by New Medium Cooling Method (in Japanese)", Journal of the Gas Turbine Society of Japan, Vol. 20, No. 80, March, 1993 p.41-48	2-4, 12-14
Y	Yoshio Ota, Yukiya Nakagawa, "Progress of Precision Casting Technique: Crystal Control Technique, Fine Grain Technique, etc., Journal of the Gas Turbine Society of Japan, Vol. 23, No. 91, December, 1995 p.19-26	9-11
A	JP, 09-013902, A (General Electric Co.), January 14, 1997 (14. 01. 97), Figs. 2 to 7 ; 16 & EP, 735238, A	1-4, 12-14

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁸ F02C7/18、F01K23/10、C22C38/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁸ F02C6/16、7/16、7/18、F01K23/10、C22C38/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1926-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-1997年

日本国実用新案登録公報 1996-1997年

日本国登録実用新案公報 1994-1997年

国際調査で使用了電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	J P, 07-324631, A (日立製作所株式会社) 12. 12月. 1995 (12. 12. 95)、図1~5 (ファミリーなし)	1-6、8-15
Y	J P, 07-301127, A (三菱重工業株式会社) 14. 11月. 1995 (14. 11. 95) 図1~3、&EP, 684369, A	1-4、12-15
Y	J P, 04-075133, U (三菱重工業株式会社) 30. 6月. 1992 (30. 06. 92)、第1図、(ファミリーなし)	3、4、12、13
Y	J P, 2544453, B2 (三菱重工業株式会社) 25. 7月. 1996 (25. 07. 96) 第1図、(ファミリーなし)	1-4、13、14

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」先行文献ではあるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

11. 03. 98

国際調査報告の発送日

24.03.98

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号100

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

杉山 豊博

印

3G

9038

電話番号 03-3581-1101 内線 3355

C (続き) 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	社団法人火力原子力発電技術協会編 「火原協会講座3、タービン・発電機」 (東京) 8月、1995 (08. 95) p 47-108、p 154-194	1-6、8-15
Y	社団法人火力原子力発電技術協会編 「火原協会講座10、複合発電」 (東京) 20. 6月、1985 (20. 06. 85) p 31-96、p 115-132	1-6、8-15
Y	小幡正一、「新媒体冷却方式によるガスタービン翼の冷却」日本ガスタービン学会誌 、第20巻、80号、3月、1993 (VOL. 20、NO. 80、MAR、1993) p. 41-48	2-4、12-14
Y	太田芳雄、中川幸也、「精密鑄造技術の進歩：結晶制御技術・微細結晶技術など」日 本ガスタービン学会誌、第23巻、91号、12月 (VOL. 23、NO. 91、D EC. 1995)、p 19-26	9-11
A	JP, 09-013902, A (ゼネラル・エレクトリック・カンパニー) 14、1 月、1997 (14. 01. 97) 図2~7、図16&EP, 735238, A	1-4、12-14